



Dégradation par électromigration dans les interconnexions en cuivre : étude des facteurs d'amélioration des durées de vie et analyse des défaillances précoces

Franck Lionel Bana

► To cite this version:

Franck Lionel Bana. Dégradation par électromigration dans les interconnexions en cuivre : étude des facteurs d'amélioration des durées de vie et analyse des défaillances précoces. Autre. Université de Grenoble, 2013. Français. NNT : 2013GRENI081 . tel-01143075

HAL Id: tel-01143075

<https://theses.hal.science/tel-01143075>

Submitted on 16 Apr 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Matériaux, Mécanique, Génie Civil, Electrochimie**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

Franck Lionel BANA

Thèse dirigée par **Yves WOUTERS** et
codirigée par **David NEY**

préparée au sein du **Laboratoire SIMaP**
dans l'**École Doctorale IMEP²**

Dégradation par électromigration dans les interconnexions en cuivre : étude des facteurs d'amélioration des durées de vie et analyse des défaillances précoces

Thèse soutenue publiquement le **22 Novembre 2013**,
devant le jury composé de :

M. Gabriel FERRO

Directeur de Recherche CNRS, Lyon

(Rapporteur)

M. Roland FORTUNIER

Professeur à l'Université de Lyon, St Etienne

(Rapporteur)

Mme Lucile ARNAUD

Ingénieur, CEA-Leti à STMicroelectronics, Crolles

(Invitée)

M. Yves WOUTERS

Professeur à l'Université de Grenoble

(Directeur de thèse)

M. David NEY

Ingénieur, STMicroelectronics, Crolles

(Co-encadrant)



*A toute ma famille,
Et, à tous ceux qui de près ou de loin ont contribué à ce projet de recherche*

Table des matières

Table des matières	5
Liste des figures	9
Liste des tableaux	13
Chapitre I : Introduction générale	15
1. Contexte	15
2. Interconnexions dans les technologies avancées	17
2.1. Généralités.....	17
2.2. Propagation du signal dans les interconnexions.....	18
2.3. Procédé de fabrication double damascène	20
2.4. Fiabilité des interconnexions	21
3. Objectifs et plan du manuscrit.....	24
Chapitre II : Physique de l'électromigration.....	27
1. Historique	27
2. Principes de base de l'électromigration	29
2.1. Diffusion des lacunes	29
2.2. Action des forces extérieures	30
2.3. Force motrice et flux d'électromigration.....	31
2.3.1. Force motrice d'électromigration.....	31
2.3.2. Flux d'électromigration	32
3. Transport de matière dans les interconnexions	34
3.1. Mécanismes de transport	34
3.1.1. Diffusivité effective.....	34
3.1.2. Chemin de diffusion privilégié	35
3.2. Flux de matière et confinement des interconnexions	36
3.2.1. Flux de matière dans une interconnexion	36
3.2.2. Influence de la contrainte mécanique : l'effet Blech	37
3.3. Formation d'une cavité dans une interconnexion	38
3.3.1. Nucléation et croissance de la cavité	38
3.3.2. Influence de l'interface diélectrique.....	40
3.3.3. Influence de la microstructure	40
4. Loi d'extrapolation de Black	41
4.1. Expression semi-empirique.....	41
4.2. Effet de la densité de courant.....	42

4.3.	Effet de la température	42
5.	Synthèse	43
Chapitre III : Caractérisation électrique de l'électromigration		45
1.	Caractérisation électrique	45
1.1.	Structure de test <i>NIST</i>	45
1.2.	Conditions d'accélération et description du banc de mesure	46
1.3.	Mesures électriques préliminaires.....	47
2.	Evolution de la résistance au cours du test	50
2.1.	Description de la courbe $R(t)$	50
2.2.	Paramètres d'étude de la courbe $R(t)$	51
2.3.	Extraction des paramètres d'analyse.....	53
3.	Analyse statistique des temps à la défaillance (TTF)	54
3.1.	Rappels.....	55
3.2.	Distribution lognormale et temps à la défaillance.....	56
4.	Extrapolation aux conditions d'opération	59
5.	Synthèse	63
Chapitre IV : Optimisation des performances des lignes de cuivre		65
1.	Effet d'une transition de microstructure	65
1.1.	Description des structures de test	65
1.2.	Analyse des durées de vie.....	66
2.	Impact des dopants Al et Mn dans les lignes de cuivre.....	72
2.1.	Durée de vie des lignes Cu(Al) et Cu(Mn)	73
2.2.	Diffusion des dopants Al et Mn dans les lignes de cuivre.....	75
3.	Guérison d'une cavité formée par électromigration	81
3.1.	Principe du test bidirectionnel.....	81
3.2.	Guérison des cavités et évolution des durées de vie.....	83
4.	Synthèse	89
Chapitre V : Défaillances précoces dans les lignes de cuivre.....		91
1.	Définitions	91
2.	Etude statistique des distributions bimodales	93
2.1.	Critère de bimodalité	93
2.1.1.	Test de normalité par la méthode des écart-cumulés (EC).....	94
2.1.2.	Comparaison avec le test de normalité d'Anderson-Darling (AD)	96
2.2.	Paramètres caractéristiques d'une distribution bimodale	98
2.2.1.	Proportion de défaillances précoces P_A	99
2.2.2.	Détermination des autres paramètres caractéristiques	100

3.	Génération et détection de défaillances précoces	101
3.1.	Génération de défaillances précoces.....	101
3.1.1.	Effet des conditions d'accélération	101
3.1.2.	Etude de bimodalité sur un procédé non optimisé	105
3.2.	Détection de défaillances précoces	108
3.2.1.	Description de la structure multi liens.....	108
3.2.2.	TTF aux faibles taux de défaillance.....	112
3.3.	Prédiction des durées de vie à partir de données expérimentales.....	114
4.	Synthèse	117
Conclusion		119
1.	Bilan	119
1.1.	Compréhension des mécanismes et amélioration de la durée de vie	119
1.2.	Défaillances précoces et augmentation de l'échantillonnage de test	121
2.	Intérêts industriels et perspectives	122
Annexe A : Microscopie électronique et analyse chimique		125
Annexe B : Détermination de la p-value pour le test de normalité d'Anderson-Darling (AD)		127
Annexe C : Expressions générales des paramètres de mise à l'échelle a_m et b_m		129
Bibliographie		133
Publications		141

Liste des figures

Figure I-1 : (Gauche) Représentation schématique en coupe d'un circuit intégré. (Droite) Coupe MEB d'un réseau d'interconnexions distinguant différents niveaux métalliques.....	17
Figure I-2 : Evolution du ratio délai de propagation interconnexions / transistors en fonction de différents nœuds technologiques (extrait de [2]).....	18
Figure I-3 : Description schématique de niveaux d'interconnexions entourés du matériau diélectrique	18
Figure I-4 : Description schématique des étapes du procédé double damascène pour la réalisation des interconnexions en cuivre	20
Figure I-5 : Evolution de la densité de courant maximale dans les interconnexions (prévisions ITRS).....	22
Figure I-6 : Augmentation de la durée de vie des interconnexions par l'optimisation du procédé de fabrication. La compréhension des mécanismes de dégradation permet de cibler les étapes du procédé à optimiser.....	23
Figure I-7 : Projections de la distribution expérimentale des durées de vie dans les conditions normales de fonctionnement et à un échantillonnage élevé.....	23
Figure I-8 : Exemple d'une distribution des durées présentant une forme bimodale.....	24
Figure II-1 : Schéma de principe de la diffusion lacunaire.....	29
Figure II-2 : Schéma descriptif à une dimension de l'énergie potentielle dans un cristal ; (a) en l'absence de force appliquée, (b) en présence d'une force extérieure.....	31
Figure II-3 : Représentation schématique de la force de friction.....	32
Figure II-4 : Abaissement de la barrière de potentiel par le travail de friction et représentation de l'énergie d'activation E_a	33
Figure II-5 : Chemins de diffusion dans une interconnexion sur une vue en coupe.....	34
Figure II-6 : flux d'électromigration et flux retour dans une interconnexion	36
Figure II-7 : zones de contraintes en tension et en compression dans une interconnexion.....	37
Figure II-8 : Notion de divergence de flux dans une portion d'interconnexion.....	39
Figure II-9 : Observations au MEB d'une cavité et d'une extrusion dans une ligne de cuivre.....	39
Figure III-1 : Schéma représentatif de la structure standard pour les tests d'électromigration.....	45
Figure III-2 : De la plaque de silicium au test en boîtiers	47
Figure III-3 : Evolution de la résistance en fonction de la température et détermination du TCR à la température T_0 ... 48	48
Figure III-4 : Evolution de la résistance et stades de formation de la cavité dans une ligne au cours du test d'électromigration.....	50
Figure III-5 : Hypothèse de croissance longitudinale de la cavité sans changement de forme après le saut en résistance. La longueur de la cavité au moment du saut est égale à l_c	51
Figure III-6 : Identification des paramètres extraits de la courbe $R(t)$. (TTF , R_{saut} et R_{penale}).....	52
Figure III-7 : (MEB) Exemple d'une ligne de cuivre avec cavité sous le via et sa courbe $R(t)$	54
Figure III-8 : Exemple d'une cavité d'aspect circulaire dans une ligne de cuivre après un test d'électromigration	54
Figure III-9 : Représentation graphique de la densité de probabilité pour une loi normale	56
Figure III-10 : Représentation de la densité de probabilité cumulée pour une distribution lognormale.....	57
Figure III-11 : Exemple de représentation graphique de la probabilité cumulée d'une distribution lognormale	58
Figure III-12 : Exemple d'une distribution de TTF en représentation de Henry.....	58
Figure III-13 : Exemple d'une distribution TTF ajustée par une loi lognormale avec des intervalles de confiance à 90%59	59
Figure III-14 : Effet de l'écart-type sur l'extrapolation aux faibles taux de défaillance	61
Figure III-15 : Domaines de température et évolution de R_{penale} pour l'extraction d' E_a par la méthode des pentes.....	62
Figure IV-1 : (Gauche) Représentation schématique en vue de dessus de la structure NTW et de la structure de référence CW. (Droite) Caractéristiques géométriques des échantillons testés NTW et CW.....	66
Figure IV-2 : Comparaison des distributions TTF des structures NTW et CW. La structure NTW présente une forte amélioration de durée de vie	67

Figure IV-3 : (MEB) Coupe longitudinale d'une interconnexion de type NTW après test d'électromigration et présentant une cavité à la cathode	67
Figure IV-4 : La réduction de la vitesse de déplacement de la cavité (V_d) explique l'amélioration des performances avec la structure NTW	68
Figure IV-5 : Comparaison des performances CW vs. NTW en technologie 55 nm. L'écart de performances lié à la réduction de V_d est toujours visible	69
Figure IV-6 : (Gauche) Evolution du diamètre moyen des grains en fonction de la largeur de ligne (extrait de [73]). (Droite) Description schématique de la croissance des gains dans les lignes larges et étroites pendant l'étape de recuit [74].....	70
Figure IV-7 : (TEM) Exemple de profil microstructural de la structure NTW. (Gauche) Echantillon non testé et pour lequel les joints grains ont été surlignés. (Droite) Echantillon après test d'électromigration et pour lequel la cavité est présente.....	70
Figure IV-8 : Energies d'activation du phénomène d'électromigration (E_a) pour les structures NTW et CW. La valeur d' E_a plus élevée pour la structure NTW est en accord avec les résultats obtenus pour les distributions de durées de vie et V_d	72
Figure IV-9 : Les atomes dopants sont introduits dans la couche d'accroche de cuivre déposée par PVD	73
Figure IV-10 : (Gauche) Comparaison des MTF en fonction de la chimie de la ligne de cuivre. (Droite) Comparaison des vitesses de croissance des cavités dans les lignes Cu, Cu(Al) et Cu(Mn) ; les vitesses V_d sont bien inversement proportionnelles à la tendance d'évolution des durées de vie	74
Figure IV-11 : Comparaison des énergies d'activation de formation de la cavité par électromigration pour les lignes Cu, Cu(Al) et Cu(Mn) (Valeurs extraites à partir des données issues des technologies 40 nm et 28 nm).....	75
Figure IV-12 : (Gauche) Analyse chimique EDX de la section d'une ligne de cuivre Cu(Mn) juste après le dépôt de la couche de diélectrique SiCN. On peut observer la diffusion des atomes de manganèse à l'interface Cu/SiCN. (Droite) Observation de l'élément manganèse seul.....	76
Figure IV-13 : (Haut) Analyse chimique EDX d'une ligne Cu(Al) ; on observe des agrégats d'aluminium à l'interface Cu/SiCN. (Bas) Analyse EDX couplée à une observation au MET qui confirme la diffusion des atomes d'aluminium au niveau des joints de grains à l'interface Cu/SiCN	76
Figure IV-14 : Analyse EDX d'une interconnexion qui montre la présence d'oxygène et de manganèse à l'interface Cu/SiCN.	77
Figure IV-15 : Schéma explicatif de la diffusion des atomes dopants le long des joints de grains ; depuis la couche d'accroche de cuivre jusqu'à l'interface SiCN	78
Figure IV-16 : (Haut) Diagramme de phase Al-Cu. (Bas) Diagramme de phase Cu-Mn.	79
Figure IV-17 : La quantité de manganèse ayant diffusé depuis la couche d'accroche jusqu'à l'interface SiCN augmente avec la durée du recuit. Cette interface se retrouve ainsi renforcée	80
Figure IV-18 : (Haut) Analyse EDX montrant l'impact de l'épaisseur de la barrière de tantale sur la diffusion des dopants à l'interface Cu/SiCN. (Bas) Distributions TTF de lignes Cu(Mn) ; les performances en électromigration avec une barrière de tantale fine sont sensiblement dégradées.....	81
Figure IV-19 : (Haut) Courbes caractéristiques d'évolution de la résistance en fonction du temps dans le cadre d'un test bidirectionnel. (Bas) Description des étapes de formation et de guérison de cavités au cours d'un test bidirectionnel	83
Figure IV-20 : Identification des paramètres de la courbe $R(t)$ pour les tests bidirectionnels (cas d'une seule inversion du sens du courant).....	84
Figure IV-21 : La durée de guérison de la cavité α est proportionnelle à son temps de croissance. L'ajustement sur la première bissectrice montre que la durée de guérison complète d'une cavité est égale à la durée de sa formation	84
Figure IV-22 : Comparaison des TTF enregistrés pour les cavités α et β respectivement	85
Figure IV-23 : Evolution des MTF enregistrés pour la cavité β en fonction de la durée de la première phase du test bidirectionnel.....	86
Figure IV-24 : Comparaison des MTF correspondant à la formation des cavités α et β pour des lignes de cuivre pur ..	87
Figure IV-25 : Description de la courbe $R(t)$ pour un test bidirectionnel avec deux inversions de sens du courant. Après guérison de la cavité α , la nouvelle cavité α' ne se forme pas au même endroit.....	88
Figure IV-26 : Distributions TTF enregistrés pour les cavités α et α' respectivement. La cavité α' présente de meilleures performances en électromigration de que la cavité α initiale.....	88

Figure V-1 : Exemples de distributions bimodales engendrées par (gauche) des défaillances précoces extrinsèques et (droite) des défaillances précoces intrinsèques	92
Figure V-2 : Exemple d'une distribution bimodale des temps à la défaillance pour laquelle la distinction des deux modes n'est pas évidente	93
Figure V-3 : Ecart entre la distribution expérimentale de TTF et la droite de Henry.....	94
Figure V-4 : Schéma de principe de la méthode de détermination de l'erreur critique E_{crit}	95
Figure V-5 : Exemple d'une distribution des écarts cumulés pour $M = 1000$ distributions monomodales simulées ($\sigma = 0.3$).....	96
Figure V-6 : Exemple d'application des tests de normalité AD et EC. (Haut) Distribution monomodale; (bas) distribution bimodale. Les deux tests aboutissent à chaque fois à la même conclusion de modalité	98
Figure V-7 : Détermination de la proportion de points appartenant au mode A par la méthode des écarts cumulés (EC).....	100
Figure V-8 : Ajustement de la distribution expérimentale et détermination de de ses paramètres par minimisation de l'écart cumulé	101
Figure V-9 : Distributions des TTF pour différentes valeurs de courant de test (gauche) et valeurs de températures de test (droite) ainsi que les résultats respectifs du test de bimodalité EC.....	102
Figure V-10 : Distribution des valeurs de longueurs critiques de cavité l_c pour différentes valeurs de courant de test. La proportion de cavités apparaissant sous le via augmente avec le courant appliqué.....	104
Figure V-11 : Analyse de deux échantillons présentant des localisations de cavités différentes. L'échantillon avec une cavité se formant sous le via présente un meilleur TTF que celui avec une cavité dans la ligne	105
Figure V-12 : Description des structures pour l'exemple de bimodalité sur un procédé non optimisé	106
Figure V-13 : Distributions TTF de lignes avec variation de la distance via / extrémité de la ligne de test	106
Figure V-14 : Exemple d'une correction OPC ; l'extension de 17 nm du dessin (gauche) a été rognée après la correction optique (droite) image MET de l'extrémité de la ligne de test	107
Figure V-15 : Description en vue de dessus de la structure multi liens et du lien élémentaire correspondant	109
Figure V-16 : Exemple de comparaison de résistance électrique entre la structure multi liens et la structure standard équivalente.....	110
Figure V-17 : Evolution caractéristique en marches d'escaliers de la résistance électrique de la structure multi liens au cours du test d'électromigration	110
Figure V-18 : Comparaison entre le nombre de cavités observées en vue de dessus et le nombre de sauts de résistance détectés pour trois échantillons de la structure multi liens	111
Figure V-19 : (Gauche) Localisation des cavités pour trois échantillons multi liens. (Droite) Exemple d'une coupe MEB en vue de dessus d'une portion de structure multi liens dans laquelle on observe différentes positions de cavités	112
Figure V-20 : (Gauche) Distribution des TTF des premières défaillances des échantillons multi liens testés. (Droite) Evolution du taux de défaillance le plus faible en fonction du nombre total de liens.....	113
Figure V-21 : Comparaison des distributions de TTF des structures multi liens et des liens élémentaires testés individuellement. (Gauche) Premières défaillances, (Droite) toutes les défaillances détectées des structures multi liens.....	114
Figure V-22 : Comparaison entre la distribution expérimentale des premières défaillances sur la structure multi liens et la distribution simulée à partir de la distribution des liens élémentaires et des lois de valeurs extrêmes (En échelle de Weibull)	117
Figure A-1 : Schéma descriptif des signaux émis lors de l'interaction entre un faisceau électronique et un échantillon mince.....	125

Liste des tableaux

Tableau I-1 : Evolution du matériau et de la constante diélectrique pour différents nœuds technologiques	19
Tableau III-1 : Caractéristiques électriques et géométriques d'une ligne de test issue de la technologie 40 nm	51
Tableau IV-1 : Récapitulatif des principales caractéristiques des lignes NTW et des améliorations de durées de vie	71
Tableau IV-2 : Dimensions des structures de test utilisées pour étudier l'impact des dopants Al et Mn	74
Tableau V-1 : Conditions de test pour l'étude de l'impact des conditions d'accélération sur la présence de défaillances précoces	102
Tableau V-2 : Résultats du test EC appliqué aux distributions issues des tests à différentes conditions d'accélération.	103

Chapitre I : Introduction générale

Sous la forme d'une introduction générale, ce premier chapitre a pour but d'exposer les enjeux, les motivations ainsi que le cadre dans lequel s'inscrit cette thèse.

1. Contexte

Quel secteur de l'activité socio-économique ne fait pas appel aux circuits intégrés ? Raisonnablement, aucune de nos activités contemporaines n'échappe à leur utilisation : télécommunications, transports, énergie ou encore systèmes de défense. Cette présence est telle que nos modes de vie s'en trouvent considérablement modifiés : transférer des données depuis un téléphone portable, effectuer un virement bancaire, programmer l'horaire d'une machine à laver ou gérer en réseau les outils de production d'une entreprise. Les circuits intégrés permettent de concevoir des systèmes de plus en plus complexes et de gagner un temps considérable dans la réalisation de diverses tâches. Avec leur concentré de technologie, les véhicules actuels sont une illustration assez marquante de cette évolution. Les systèmes de démarrage avec clé électronique, d'assistance au freinage ou au stationnement, s'il ne faut en citer que ceux-là, nous rappellent à quel point nous sommes loin des véhicules à manivelle.

L'invention du transistor, élément central des circuits intégrés est le point de départ de ces différentes évolutions. Elle intervient en 1947 dans les laboratoires Bell et permet d'envisager le remplacement des tubes électroniques utilisés jusque-là pour les systèmes complexes (exemple du calculateur ENIAC de l'armée américaine en 1946). Le transistor, qui joue également le rôle de commutateur électrique ou d'amplificateur de courant, est à la fois plus rapide, plus petit et consomme une faible quantité d'énergie. Dès lors, les transistors ainsi que les autres composants électriques seront fabriqués sur des circuits imprimés. Tous ces composants sont ensuite connectés entre eux par des lignes métalliques soudées manuellement. Cette technique fait rapidement apparaître de nombreuses limitations. Premièrement au niveau fiabilité car les soudures mal réalisées entraînaient la défaillance de tout le circuit. Ensuite, certains circuits nécessitaient un nombre important de composants ; compte tenu des soucis de fiabilité et de la logistique nécessaire pour leur réalisation, ils n'étaient tout simplement pas fabriqués.

Afin de contourner ces limitations, Jack Kilby et Robert Noyce conçoivent quasi simultanément le premier circuit intégré au cours des années 1958 et 1959. Dans ce circuit électrique miniaturisé,

tous les composants et l'ensemble des interconnexions sont réalisés conjointement et sur un même substrat semi-conducteur (d'où la notion « d'intégration »). Les composants ainsi que les interconnexions sont réalisés grâce à une succession de gravures et de remplissage de ces motifs gravés. Cette solution qui permet à l'époque d'entrevoir des avancées technologiques majeures, va amorcer le véritable point de départ de l'industrie des semi-conducteurs et de ce qu'on peut appeler une révolution industrielle. Par la suite, la recherche sur les circuits intégrés, notamment pour une production de masse va alors bénéficier d'un contexte de développement favorable lié à la conquête spatiale et son besoin de calculateurs performants.

Le marché des semi-conducteurs estimé à près de 300 milliards de dollars en 2012 est un secteur très concurrentiel où l'innovation et la minimisation des coûts sont des défis permanents. L'innovation technologique s'explique par l'accroissement des performances des circuits intégrés et de leur complexification. Elle se traduit notamment par une augmentation du nombre de transistors sur une même surface de silicium. Cette densification se caractérise par une augmentation des fonctionnalités des circuits intégrés et donc de leur performance. En effet, la vitesse de commutation d'un transistor est inversement proportionnelle à la longueur de son canal (le nœud technologique est défini par la longueur du canal des transistors ; ainsi la technologie 40 nm correspond à une longueur de canal de 40 nm). La miniaturisation des circuits répond aussi à un objectif de réduction des coûts. Ainsi, le nombre de circuits sur chaque plaquette de silicium (actuellement 200 ou 300 mm de diamètre) doit être maximisé. Cette miniaturisation suit la loi énoncée par Moore en 1965 qui prévoit un doublement chaque année du nombre de transistors présents par circuit. Actuellement, ce doublement intervient tous les dix-huit mois. La notion de faibles coûts est aussi liée aux applications dédiées au consommateur final. En effet, bien que ce dernier éprouve le besoin d'améliorer les performances de ses équipements électroniques, ceci doit s'opérer à des coûts maîtrisés. Toutes ces raisons expliquent pourquoi les différentes innovations technologiques ont toujours été impulsées par le triptyque miniaturisation, rapidité et faibles coûts.

Aux différents défis énoncés dans le paragraphe précédent, se greffe la notion fondamentale de fiabilité. Les circuits, bien qu'étant ultra-performants, doivent pouvoir fonctionner pendant une durée satisfaisante. Cependant, leur miniaturisation et leur complexification les rend plus sensibles aux phénomènes de dégradation. Cela se traduit naturellement par une diminution de leur durée de vie. La fiabilité s'attache donc aux facteurs qui permettent de ralentir la dégradation dans les circuits. Ainsi, la compréhension des mécanismes physiques qui régissent la dégradation des composants des circuits s'avère cruciale. Dans le cas d'espèce, la dégradation d'interconnexions, qui transportent le signal électrique est un élément fondamental de la fiabilité du circuit.

De manière générale, la notion de fiabilité se rapporte à la question de savoir « pendant combien de temps ? » fonctionnera l'équipement en notre possession. En effet, pour chaque acquisition que nous effectuons, en plus des aspects de performances, la question de sa durée de fonctionnement est systématiquement évoquée. Les enjeux liés à la fiabilité sont très importants sur le plan industriel ; notamment en termes d'image de marque et d'argument de vente. Les performances du produit, dans son fonctionnement normal, doivent être garanties pour une durée minimale. La fiabilité s'intéresse ainsi au vieillissement du produit lié à son fonctionnement normal.

2. Interconnexions dans les technologies avancées

2.1. Généralités

Les interconnexions dans les circuits intégrés sont des lignes métalliques qui à l'image des messagers de l'époque antique ont pour rôle de transmettre une information. Sous forme de signal électrique, celle-ci est échangée entre les transistors ou entre les blocs fonctionnels du circuit intégré. Ce dernier est ainsi subdivisé en deux principaux sous-ensembles : le « *Front End of Line* » qui constitue la partie active dans laquelle on retrouve les transistors et le « *Back End of Line* » constitué du réseau d'interconnexions et qui représente la zone passive (figure I-1).

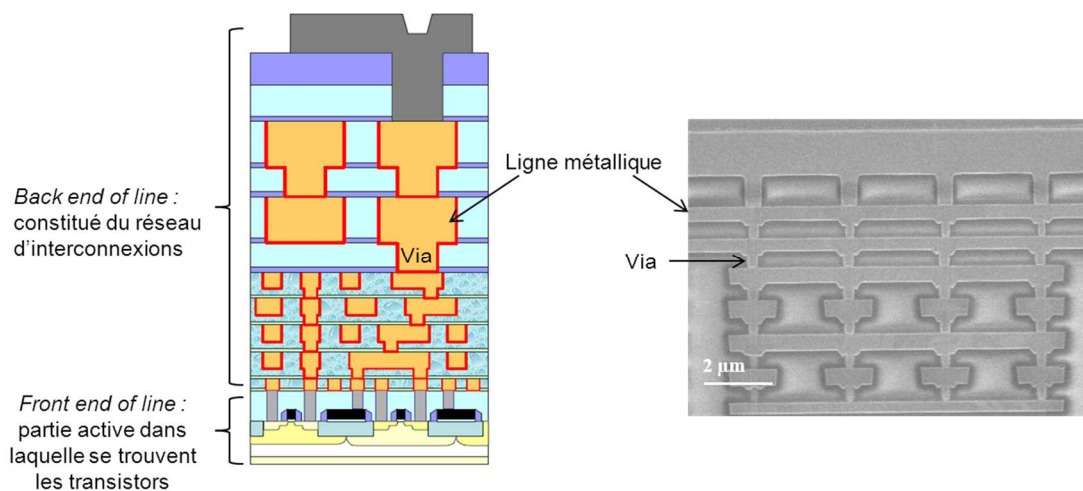


Figure I-1 : (Gauche) Représentation schématique en coupe d'un circuit intégré. (Droite) Coupe MEB¹ d'un réseau d'interconnexions distinguant différents niveaux métalliques

Les niveaux métalliques, reliés entre eux par des « via », sont entourés d'un diélectrique qui permet de les isoler. Le nombre de niveaux métalliques dépendra de la complexité du circuit c'est-à-dire du nombre de transistors nécessaires pour réaliser les différentes fonctions électriques.

¹ MEB : Microscope Electronique à Balayage

2.2. Propagation du signal dans les interconnexions

La fréquence de fonctionnement est l'un des facteurs de qualité qui définit la performance d'un circuit. Intrinsèquement, celle-ci correspond à la vitesse de commutation des transistors du circuit. En réalité, la fréquence effective du circuit est fixée par le délai de propagation du signal électrique dans les interconnexions [1]. Ce dernier augmente sensiblement à chaque nouveau nœud technologique [2] (figure I-2).

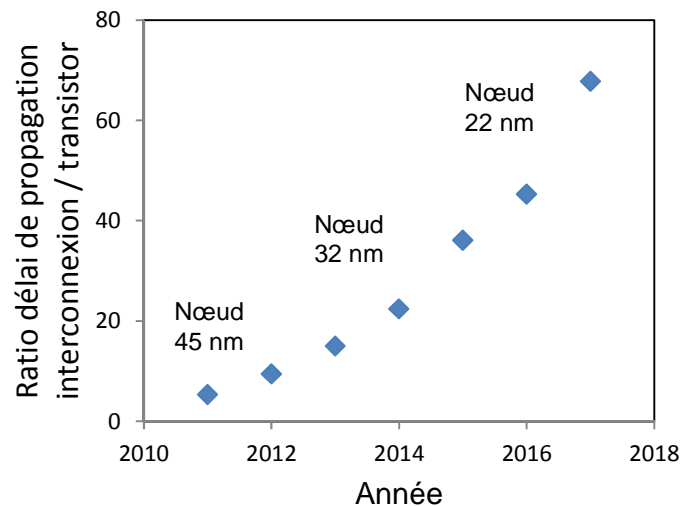


Figure I-2 : Evolution du ratio délai de propagation interconnexions / transistors en fonction de différents nœuds technologiques (extrait de [2])

Dans une ligne, ce délai de propagation correspond au produit de sa résistance électrique R par l'ensemble des capacités C de couplage entre l'interconnexion concernée et les lignes adjacentes. La figure I-3 décrit schématiquement cette notion de résistance électrique et capacité de couplage des niveaux d'interconnexion.

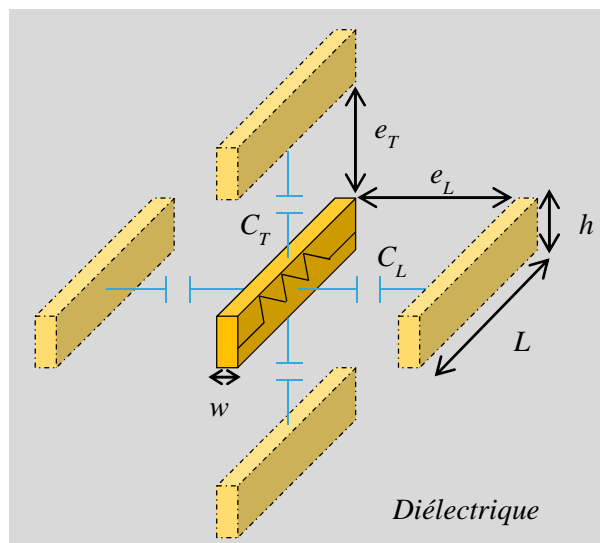


Figure I-3 : Description schématique de niveaux d'interconnexions entourés du matériau diélectrique

Le délai de propagation RC peut alors en première approximation être exprimé par :

$$RC = 2R \cdot (C_L + C_T) = 2 \frac{\rho L}{h \cdot w} \cdot \left(\frac{\epsilon L h}{e_L} + \frac{\epsilon L w}{e_T} \right) \quad (I-1)$$

Avec ρ la résistivité électrique de la ligne et ϵ la permittivité absolue du matériau diélectrique. L , w et h représentent respectivement la longueur, la largeur et l'épaisseur de l'interconnexion. Les paramètres e_T et e_L représentent quant à eux l'espacement longitudinal et transversal avec les lignes adjacentes respectivement.

D'après l'équation précédente, la résistance de la ligne ainsi que les capacités de couplage augmentent avec la réduction des dimensions. Afin de maintenir des délais de propagation acceptables dans les interconnexions, les efforts se concentrent sur les matériaux employés pour la réalisation du réseau d'interconnexions ; dans l'idée de réduire la résistivité de la ligne et la permittivité du diélectrique. Au fil des différents nœuds technologiques, la nature du matériau diélectrique a ainsi fortement évolué (tableau I-1). Initialement employé, le SiO_2 a été progressivement remplacé par des diélectriques poreux à faible permittivité (*low-k*).

Nœuds technologiques	130 nm	90 nm – 65 nm	45 nm – 32 nm
Diélectrique	FSG (SiO_2 dopé au fluor)	SiCOH	SiCOH poreux (<i>low-k</i>)
Permittivité relative (k)	3,8	2,9	2,3 – 2,5

Tableau I-1 : Evolution du matériau et de la constante diélectrique pour différents nœuds technologiques

Actuellement, c'est un diélectrique de type SiCOH qui est employé pour la technologie 28 nm. Parallèlement, des études sont menées sur des solutions dites « air gap » pour lesquelles l'air constitue le matériau diélectrique [3][4][5]. Les diélectriques poreux tout en réduisant la permittivité affaiblissent cependant la tenue mécanique du circuit du fait de leur porosité [6][7]. Des solutions qui consistent à réduire la permittivité tout en assurant la bonne tenue mécanique du circuit sont aussi à l'étude. Parmi celles-ci on peut citer l'utilisation de polymères pour diminuer la porosité du diélectrique tout en maintenant une constante diélectrique et une tenue mécanique convenables [8].

Le second levier permettant de réduire le délai de propagation du signal concerne la diminution de la résistivité électrique de la ligne. L'évolution majeure dans ce cas, concerne le remplacement de l'aluminium par le cuivre comme matériau constitutif des interconnexions. Le

cuivre possède notamment une meilleure conductivité électrique ($1,7 \mu\Omega.\text{cm}$) par rapport à celle de l'aluminium ($2,7 \mu\Omega.\text{cm}$). Celle-ci augmente cependant du fait de la miniaturisation des interconnexions. Ceci, à cause de la dispersion des électrons en surface et aux joints de grains[9][10]. Ce n'est qu'en 1997 que le premier circuit intégré utilisant du cuivre pour les interconnexions a été réalisé. La raison principale de cette intégration tardive du cuivre réside dans le fait qu'un nouveau procédé de fabrication des lignes de cuivre a dû être mis en place : le procédé double damascène.

2.3. Procédé de fabrication double damascène

Le mot damascène tire ses origines de la région de Damas en Syrie. Il concerne un procédé d'ornement artisanal utilisé notamment dans la joaillerie qui consiste à incruster un métal dans des motifs précédemment gravés sur un autre métal. C'est ce même principe qui est utilisé pour les interconnexions en cuivre. Ici, le cuivre est déposé dans des motifs qui ont précédemment été gravés dans le matériau diélectrique. Les principales étapes de ce procédé double damascène pour la réalisation d'un niveau d'interconnexion sont schématisées sur la figure I-4.

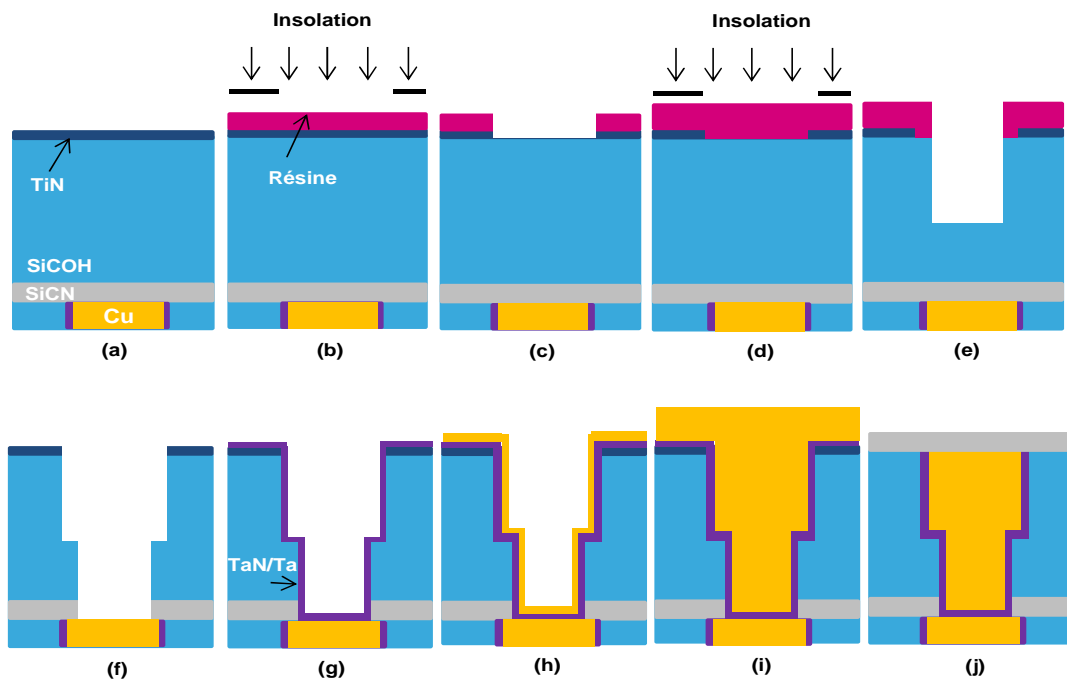


Figure I-4 : Description schématique des étapes du procédé double damascène pour la réalisation des interconnexions en cuivre

Les principales étapes du procédé double damascène, sont décrites par les points suivants :

- (a) Premièrement, le diélectrique interligne est déposé sur toute la plaque par PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition). Celui-ci est suivi par le dépôt d'une couche de TiN qui va jouer le rôle de masque dur lors des étapes de gravure.

- (b) Une résine photosensible recouvre ensuite la couche de TiN. La résine est insolée à travers un premier masque qui définit les motifs de la future ligne de cuivre.
- (c) Le développement de la résine permet de révéler les motifs du masque. Une gravure plasma permet de graver la couche de TiN exposée.
- (d) Une seconde couche de résine est déposée sur la plaque puis insolée à travers le masque qui définit l'emplacement du via et enfin développée.
- (e) Une gravure partielle (à mi-hauteur de l'épaisseur de diélectrique) est réalisée dans le diélectrique.
- (f) Après retrait de la résine restante, le diélectrique est de nouveau gravé de façon à terminer le motif du via et celui de la ligne de cuivre.
- (g) On amorce la métallisation en déposant une bicouche TaN/Ta. Cette bicouche sert de barrière de diffusion au cuivre afin que celui-ci ne contamine pas le diélectrique et n'altère ainsi sa fonction isolante. La barrière TaN/Ta permet aussi une bonne adhérence du cuivre qui sera déposé à l'étape suivante.
- (h) Une couche d'accroche de cuivre est déposée par PVD afin de faciliter l'électrolyse de l'étape suivante.
- (i) Le motif du via et de la ligne est rempli par déposition électrolytique (ECD) du cuivre. Cette étape est suivie d'un recuit de recristallisation du cuivre.
- (j) L'étape de polissage mécano-mécanique (CMP) permet de retirer l'excès de cuivre déposé par ECD ainsi que les autres matériaux et de rendre plane la surface de la plaque. Enfin une couche de SiCN qui joue le rôle de barrière de diffusion du cuivre est déposée sur toute la surface de la plaque.

Toutes les étapes qui viennent d'être décrites sont répétées pour réaliser l'ensemble des niveaux d'interconnexions de cuivre. Ce nouveau procédé, lié à l'intégration du cuivre s'est également accompagné d'une modification du schéma de dégradation des lignes par électromigration. La miniaturisation des interconnexions se traduit par une difficulté croissante de réaliser avec succès les étapes de fabrication pour les géométries souhaitées. L'introduction de nouveaux matériaux et/ou procédés de fabrication va permettre de garantir une performance intrinsèque satisfaisante à chaque nouvelle génération technologique.

2.4. Fiabilité des interconnexions

Compte tenu de leur rôle central, la fiabilité des interconnexions est directement liée aux performances du circuit. Ainsi, une augmentation de la résistance électrique des interconnexions

entraîne des délais plus importants de propagation du signal. Ceci a pour effet de ralentir le fonctionnement du circuit. L'électromigration est le principal phénomène de dégradation qui influence la fiabilité des interconnexions. Sous l'effet d'un courant électrique, un déplacement de matière entraîne la formation d'une cavité qui conduit à l'augmentation de la résistance électrique de l'interconnexion. Ce phénomène, exacerbé par de fortes densités de courant véhiculées par les lignes, prend une importance grandissante compte tenu de la miniaturisation des interconnexions. Les prévisions de l'ITRS² [2] attestent cette augmentation de la densité de courant traversant les interconnexions au fil des nœuds technologiques (figure I-4).

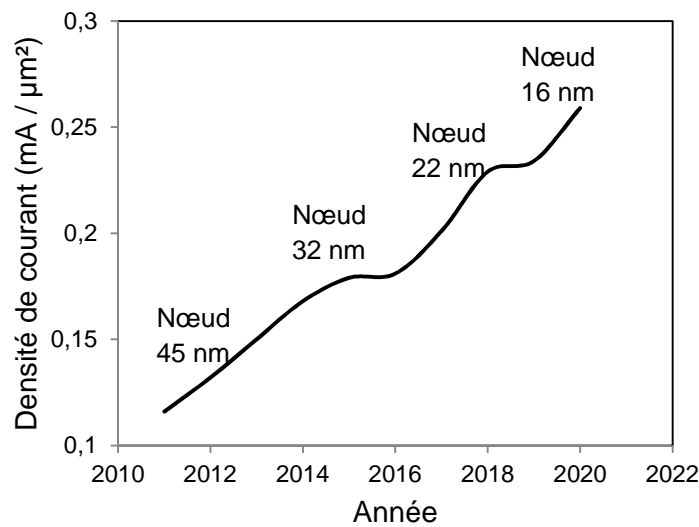


Figure I-5 : Evolution de la densité de courant maximale dans les interconnexions (prévisions ITRS)

De manière analogue à d'autres phénomènes de dégradation, la fiabilité des interconnexions vis-à-vis de l'électromigration est évaluée en réalisant des tests de vieillissement accélérés. Ceux-ci, étant donné la complexité du circuit final, sont effectués sur des structures simples et représentatives des lignes présentes dans le circuit. Au cours des tests de vieillissement, la durée de vie correspond au moment où on observe une augmentation de la résistance électrique de la ligne au-delà d'une valeur seuil. La compréhension des mécanismes physiques ainsi que de la cinétique de dégradation de l'électromigration va permettre de cibler les points critiques du procédé de fabrication à optimiser pour améliorer les performances des interconnexions et ainsi augmenter leur durée de vie (figure I-6).

² ITRS : International Technology Roadmap for Semiconductors

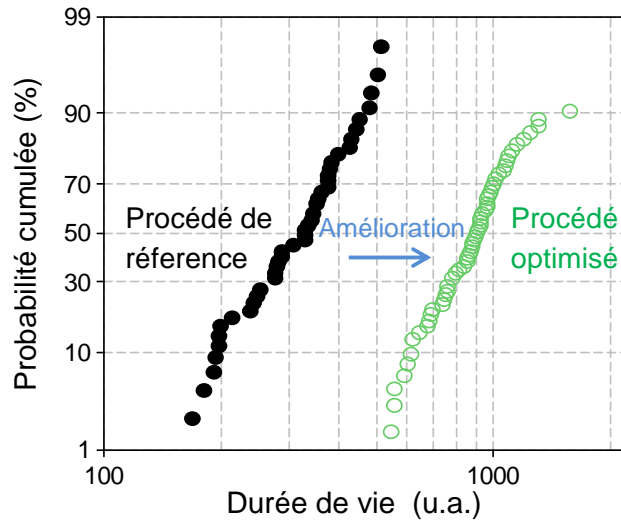


Figure I-6 : Augmentation de la durée de vie des interconnexions par l'optimisation du procédé de fabrication. La compréhension des mécanismes de dégradation permet de cibler les étapes du procédé à optimiser

Le modèle d'accélération de l'électromigration permet de projeter la durée de vie des lignes dans les conditions normales de fonctionnement à partir des données expérimentales. Les tests accélérés étant conduits sur un nombre restreint d'échantillons (quelques dizaines comparés aux millions d'interconnexions dans les circuits), une seconde projection est effectuée afin de se rapprocher de l'effectif réel (figure I-7).

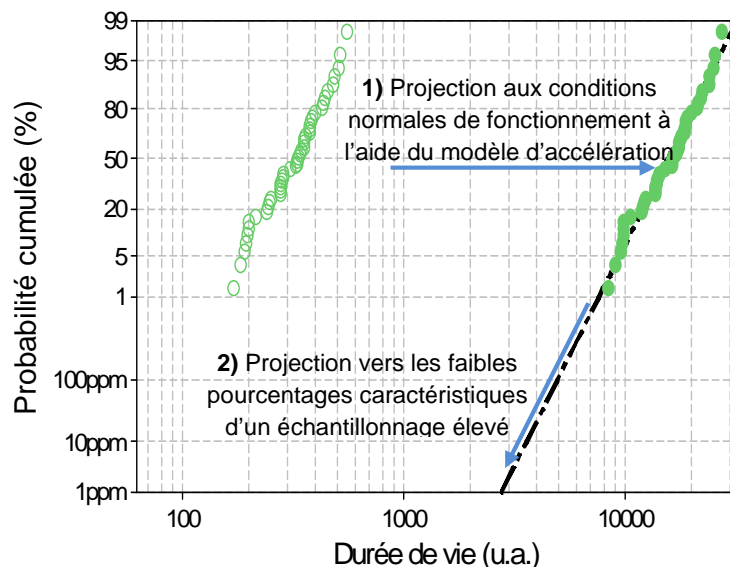


Figure I-7 : Projections de la distribution expérimentale des durées de vie dans les conditions normales de fonctionnement et à un échantillonnage élevé

Les deux projections définies précédemment sont cependant remises en question dans les technologies avancées. Pour celles-ci en effet, certaines distributions de durées de vie semblent faire apparaître un mode de défaillance supplémentaire. Ces distributions ont alors une forme bimodale et, rendent compte de deux mécanismes de dégradation agissant simultanément dans la population

testée. Le mode de défaillance supplémentaire correspondant au mécanisme de dégradation qui conduit à de faibles durées de vie (figure I-8). La présence de ce mode précoce, se relève ainsi pénalisante pour la projection des durées de vie car les mécanismes qui l'engendrent ainsi que ses caractéristiques sont encore méconnus.

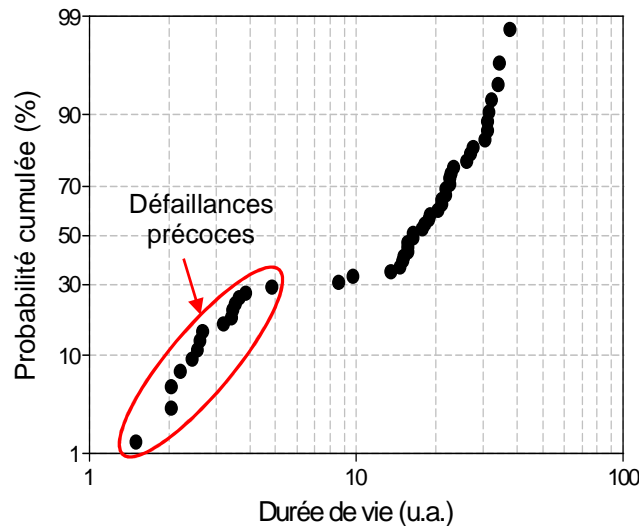


Figure I-8 : Exemple d'une distribution des durées présentant une forme bimodale

Notons que les représentations des durées de vie exprimées dans les graphes précédents seront explicitées dans le détail dans le chapitre III.

3. Objectifs et plan du manuscrit

Du fait de la miniaturisation des circuits, garantir le niveau de fiabilité requis pour les interconnexions s'avère de plus en plus difficile. L'objectif principal de cette thèse est d'améliorer l'évaluation de la fiabilité des interconnexions. Ceci, pour les technologies en cours de développement et les nœuds technologiques à venir. Cet objectif se décline en deux aspects principaux. Le premier, consiste à comprendre les mécanismes en jeu lors de la dégradation par électromigration et notamment ceux conduisant à des défaillances précoces. Le second repose sur la méthodologie d'analyse des temps à la défaillance afin d'améliorer la projection des durées de vie des interconnexions. Augmenter la durée de vie passe par une compréhension des mécanismes physiques de dégradation par électromigration afin de cibler les points d'amélioration du design et du procédé de fabrication des interconnexions. Aussi, appréhender les mécanismes qui conduisent à l'apparition de défaillances précoces permettra de déterminer de façon plus efficiente les durées de vie. L'analyse des distributions bimodales, engendrées par la présence de défaillances précoces, est un aspect encore mal exploré de la fiabilité des interconnexions. Il souffre du manque de méthodes d'analyses pertinentes pour traiter ce type de distributions. Le volet méthodologie de cette thèse a donc pour but de proposer des outils et des structures qui permettent de définir avec certitude la

bimodalité d'une distribution et, le cas échéant, de la caractériser. A ceci, s'ajoute également la nécessité de proposer des solutions qui permettent d'augmenter l'échantillonnage de test. Une extension de l'échantillonnage de test aura la double conséquence de faciliter la détection de défaillances précoces et, de renforcer les projections de durées de vie ; assurant ainsi une meilleure évaluation de la fiabilité des interconnexions.

A la suite de ce chapitre introductif, les notions fondamentales relatives au phénomène d'électromigration seront abordées. Reposant sur une analyse bibliographique des différents travaux menés sur le sujet, l'objectif du chapitre II sera de comprendre les principaux mécanismes physiques en jeu lors de la dégradation des interconnexions par électromigration.

L'électromigration est caractérisée sur des structures simples par des tests de vieillissement accéléré. Le chapitre III s'attèle donc à décrire la méthode de caractérisation électrique de l'électromigration dans les lignes de cuivre. L'accent est porté sur les principales structures de test, l'analyse de la réponse électrique (évolution de la résistance durant le test) ainsi que sur la méthode de traitement statistique des données expérimentales.

Les chapitres suivants, IV et V, concernent la présentation et la discussion des résultats de cette thèse. La notion d'augmentation de la durée de vie des lignes est discutée dans le chapitre IV. En plus de la mise en évidence d'un nouvel effet physique, ce chapitre discute des améliorations de durées de vie liées à l'ajout de dopants dans les lignes de cuivre. La notion de guérison de cavité qui participe à la compréhension du processus de dégradation par électromigration des lignes de cuivre est également abordée. Les défaillances précoces ainsi que le traitement statistique qui leur est consacré font l'objet du chapitre V. Ce chapitre traite également de l'augmentation de l'échantillonnage de test avec la nouvelle structure de test dite *multi liens*.

Les résultats discutés dans cette thèse font l'objet de propositions qui sont exprimées dans le chapitre de conclusion de ce manuscrit. Celles-ci s'avèrent être d'un impact majeur, pour l'amélioration de la stratégie de fiabilité des interconnexions et la compréhension du phénomène d'électromigration.

Chapitre II : Physique de l'électromigration

Les notions fondamentales relatives à la compréhension du phénomène d'électromigration sont abordées dans ce chapitre. Dans une première partie, nous brossons l'historique des principales étapes de l'étude du phénomène ; depuis les premières observations jusqu'aux études récentes. Les mécanismes de diffusion ainsi que les équations de transport qui régissent le phénomène d'électromigration sont présentés. Par la suite, nous nous intéressons à la transposition de ces mécanismes de diffusion dans les interconnexions de circuits intégrés où l'aspect de confinement est pris en compte. En dernier ressort, le modèle semi-empirique utilisé dans l'industrie pour évaluer la fiabilité des interconnexions vis-à-vis de l'électromigration est présenté.

1. Historique

L'électromigration définit le transport d'atomes ou d'ions observé dans les métaux sous l'effet d'un champ électrique. En d'autres termes, il correspond à un phénomène de déplacement de matière sous l'action de forces extérieures. C'est en 1861 que le physicien français Gérardin observe pour la première fois le phénomène lors d'expériences sur des sels métalliques et des métaux en fusion [11]. A cette époque, il n'y eut pas d'explication convaincante à l'électromigration ; l'électron n'ayant été découvert qu'en 1897 et étant indispensable à une interprétation correcte du phénomène. Ce n'est qu'un siècle plus tard lors de travaux sur le transport de matière pour les phases de divers alliages que Wever et Seith découvrent que le sens du transport de matière peut être inversé et, qu'il est lié au type de porteurs majoritaires [12]. Cette observation constitue alors le premier élément démontrant que la force motrice de l'électromigration est liée non seulement à la force électrostatique du champ appliqué mais aussi qu'elle dépend du sens des électrons. Ceci conduit Seith à reprendre l'idée d'un « vent d'électrons » déjà avancée par Skaupy en 1914 [13] et selon laquelle le déplacement d'atomes est dû à une « force de friction » exercée par le vent d'électrons. Cette idée va dès lors constituer la base de la compréhension du phénomène d'électromigration.

Les premières formulations de la force motrice de l'électromigration sont proposées par Fiks [14] et Hutington et Grone [15]. L'expression de cette force motrice fait intervenir deux contributions proportionnelles au champ électrique appliqué. Une première dirigée vers la cathode qui rend compte de l'interaction entre le champ électrique et chacun des atomes considérés comme des ions de charge positive. La seconde contribution à la force motrice est une force de « friction »

dirigée vers l'anode et causée par le transfert de quantité de mouvement des électrons aux ions métalliques. Cette formulation est une contribution majeure pour la compréhension de l'électromigration et suscite un regain d'intérêt pour ce sujet. Il faut cependant attendre les années 1960 avec l'apparition des premiers circuits intégrés pour que l'étude du phénomène d'électromigration prenne de l'ampleur et devienne un sujet de recherche appliquée majeur dans l'industrie de la microélectronique. En effet, l'électromigration est identifiée comme étant la cause de défaillance des interconnexions en aluminium qui transportent de fortes densités de courant [16]. C'est ainsi que lors d'études sur ces interconnexions en aluminium, l'américain J. Black établit la relation entre la durée de vie d'une ligne métallique, la densité de courant qu'elle transporte et la température à laquelle elle est soumise [17]. Les bases modernes de la recherche sur l'électromigration sont dès lors posées.

L'impact industriel du phénomène d'électromigration va constituer le principal moteur de la recherche appliquée sur ce phénomène de dégradation. En effet, la constante réduction de la taille des circuits intégrés et donc des interconnexions influence la durée de vie des circuits. Les lignes métalliques voient circuler des densités de courant de plus en plus élevées dans des dimensions réduites pour des circuits dont les performances sont d'une exigence sans cesse croissante. Les études se concentrent donc autour de trois axes principaux : la compréhension de la cinétique de dégradation du phénomène d'électromigration, le développement de structures et méthodes statistiques permettant d'améliorer l'évaluation de la fiabilité des interconnexions et, le développement de nouveaux procédés de fabrication plus robustes. Concernant ce dernier point, des avancées significatives ont été réalisées depuis les premières interconnexions en aluminium. La durée de vie des interconnexions a été premièrement améliorée en utilisant l'alliage AlCu (jusqu'à 4% en masse de Cu) en remplacement de l'aluminium. L'idée étant de « boucher » les joints de grain dans l'aluminium par les atomes de cuivre ; les joints de grains ayant été identifiés comme étant le chemin de diffusion majoritaire lors de la dégradation [18][19]. Le deuxième changement, plus radical celui-là intervient à la fin des années 1990 avec le remplacement de l'aluminium par le cuivre qui résiste mieux à la dégradation par électromigration et dont la conductivité est meilleure que celle de l'aluminium. Ce changement va s'accompagner d'une modification des procédés d'élaboration des interconnexions, comme présenté dans le chapitre introductif, et par la même occasion d'une modification des modes de dégradation par électromigration [20][21].

2. Principes de base de l'électromigration

2.1. Diffusion des lacunes

Dans les matériaux conducteurs, à l'état solide, la diffusion se caractérise par le déplacement d'atomes sur les défauts ponctuels du réseau cristallin sous l'effet de l'agitation thermique. La lacune est le principal défaut au travers duquel a lieu cette diffusion. Cette dernière, toujours présente à l'équilibre thermodynamique, correspond à un site atomique « vacant ». Un atome voisin d'une lacune et disposant de l'énergie suffisante peut diffuser vers cette lacune, laissant à son tour une lacune à la place qu'il occupait précédemment (Figure II-1). La lacune peut ainsi se déplacer dans le réseau, de proche en proche, par une succession de sauts élémentaires, d'une position d'équilibre à l'autre.

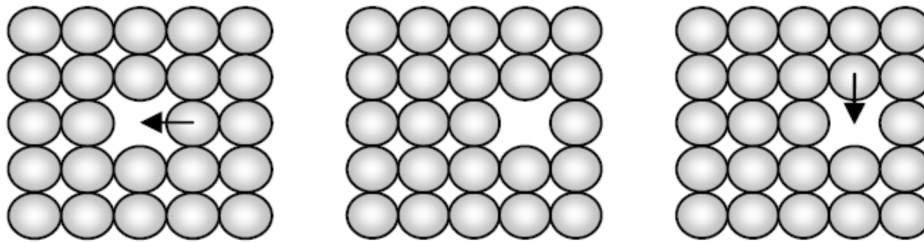


Figure II-1 : Schéma de principe de la diffusion lacunaire

On peut assimiler le déplacement de la lacune décrit précédemment au déplacement d'un atome dans le sens contraire du déplacement de la lacune. Deux facteurs vont principalement conditionner la diffusion de l'atome à travers le réseau. Premièrement, la fraction de lacunes n à l'équilibre thermodynamique exprimée par :

$$n = n_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_f}{RT}\right) \quad (\text{II-1})$$

Où ΔG_f est l'enthalpie libre de formation d'une lacune, R la constante des gaz parfaits, T la température et n_0 la fraction de lacunes à une température T_0 .

Deuxièmement, pour que la diffusion de l'atome s'effectue, il doit en plus posséder une énergie suffisante pour passer de sa position initiale vers la lacune. La probabilité p de saut d'un atome vers une lacune est donnée par :

$$p = \nu \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{RT}\right) \quad (\text{II-2})$$

Où ν est la fréquence de vibration de l'atome autour de sa position d'équilibre (fréquence de Debye) et ΔG l'enthalpie libre de diffusion de l'atome.

A partir des équations (II-1) et (II-2), on déduit le coefficient de diffusion global caractéristique d'une espèce donnée d'atomes suivant la relation :

$$D = \beta \alpha^2 \nu \exp\left(\frac{\Delta S}{R}\right) \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \quad (\text{II-3})$$

Qui peut être mise sous la forme :

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \quad (\text{II-4})$$

Le terme D_0 regroupe les contributions indépendantes de la température, α représente le paramètre de maille, β un facteur de corrélation dépendant de la structure cristalline (il vaut 1 pour les structures cubique centrée et cubique face centrée), ΔS représente l'entropie tandis que ΔH représente l'énergie d'activation de la diffusion de l'espèce considérée.

2.2. Action des forces extérieures

Le processus décrit dans le paragraphe précédent rend compte d'une diffusion lacunaire activée uniquement en température et isotrope, donc nulle en moyenne. Un déplacement net de lacunes dans une direction privilégiée s'obtient en abaissant la barrière d'énergie que doit franchir la lacune pour se déplacer, qui peut être obtenue par l'application d'une force extérieure (comme la force de friction évoquée plus haut), ou bien s'il existe un gradient de concentration. La figure II-2 suivante représente l'énergie potentielle d'un cristal en l'absence et lors de l'application d'une force extérieure respectivement.

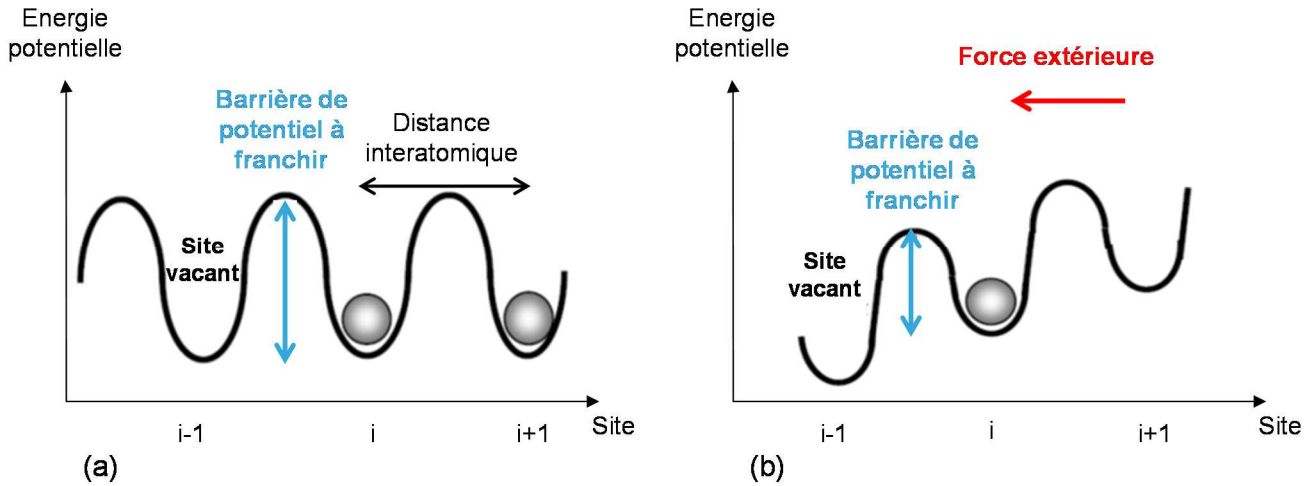


Figure II-2 : Schéma descriptif à une dimension de l'énergie potentielle dans un cristal ; (a) en l'absence de force appliquée, (b) en présence d'une force extérieure

L'application de la force extérieure permet d'abaisser la barrière d'énergie à franchir et, les lacunes peuvent alors se déplacer dans la direction privilégiée par l'application de la force avec une vitesse moyenne $\langle v_F \rangle$. Cette vitesse dépend alors de la force appliquée F et du coefficient de diffusion de l'espèce. Son expression est déduite de la relation de Nernst-Einstein :

$$\langle v_F \rangle = \frac{FD}{kT} \quad (\text{II-5})$$

Où k est la constante de Boltzmann

Sous l'effet de la force appliquée, la matière déplacée va créer un gradient de concentration et, générer un flux de diffusion dans le sens opposé conformément à la première loi de Fick. Le flux total de matière sera donc l'addition du flux engendré par l'application de la force extérieure et celui résultant du gradient de concentration. En considérant un modèle à une dimension, l'expression du flux total est donnée par :

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x} + c \langle v_F \rangle \quad (\text{II-6})$$

Avec c la concentration atomique de l'espèce considérée, D son coefficient de diffusion et x une position quelconque sur l'axe choisi.

2.3. Force motrice et flux d'électromigration

2.3.1. Force motrice d'électromigration

Dans la première partie de ce chapitre consacrée à l'historique du phénomène d'électromigration, nous avons vu que la force motrice de l'électromigration peut être décomposée

en deux contributions. La première résultant de l'interaction entre le champ électrique appliqué et chacun des atomes du réseau. La seconde force étant la conséquence du transfert de quantité de mouvement par « friction » du vent d'électrons vers les cations métalliques. En combinant les deux effets, la force motrice résultante dans un milieu homogène et infini se traduit par la relation suivante :

$$F_{\text{électromigration}} = F^{\text{électrostatique}} + F^{\text{friction}} = Z^* e E_{\text{appliqué}} \quad (\text{II-7})$$

Avec e la charge de l'électron, $E_{\text{appliqué}}$ le champ électrique appliqué et Z^* la charge effective apparente. Cette dernière rend compte de l'interaction entre les cations métalliques et les électrons. La force électrique et la force de friction agissant en sens opposés, la charge effective apparente Z^* est nécessairement négative.

Le mouvement de matière étant observé dans le sens des porteurs majoritaires, ici les électrons, c'est la force de « friction » qui est en réalité motrice du phénomène d'électromigration comme illustré à la figure II-3. La force électrostatique peut alors être négligée devant la force de friction. Dans la suite du texte, nous parlerons d'atomes plutôt que de cations métalliques pour mieux rendre compte du déplacement de matière.

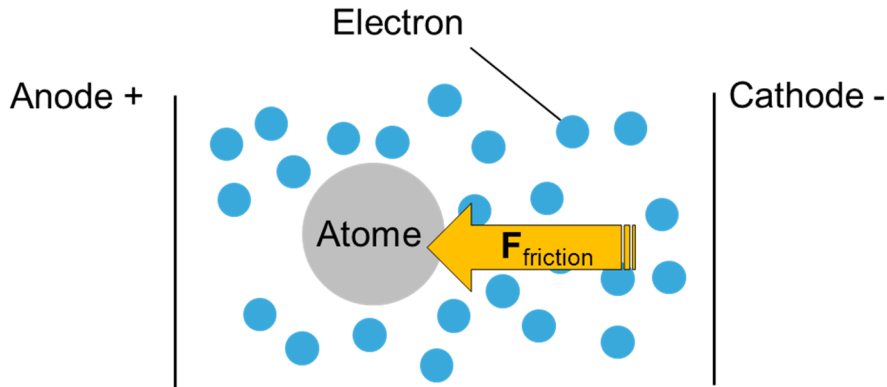


Figure II-3 : Représentation schématique de la force de friction

2.3.2. Flux d'électromigration

Le flux de matière induit par la force motrice dans le sens des électrons est décrit par :

$$J = c \mu F_{\text{électromigration}} = c \mu Z^* e E_{\text{appliqué}} \quad (\text{II-8})$$

Où c représente la concentration atomique et μ la mobilité des atomes qui peut être réécrite à partir de la relation de Nernst-Einstein alors que le champ électrique appliqué peut être ré-exprimé en fonction de la résistivité ρ et de la densité de courant j .

$$\mu = \frac{D}{kT} \quad (\text{II-9})$$

$$E_{\text{appliqué}} = \rho j \quad (\text{II-10})$$

En combinant les équations 8, 9 et 10, on obtient une nouvelle expression du flux d'atomes sous la force d'électromigration :

$$J = c \frac{D}{kT} Z^* e \rho j \quad (\text{II-11})$$

$$\text{Avec : } v_d = \frac{D}{kT} Z^* e \rho j \quad (\text{II-12})$$

La vitesse de déplacement des atomes induite par la force motrice d'électromigration est représentée par v_d et k représente la constante de Boltzmann.

Le champ électrique appliqué permet d'abaisser la barrière de potentiel à franchir par l'atome pour passer sur un site vacant. L'énergie à apporter à l'atome pour qu'il quitte son site pour un site vacant est l'énergie d'activation apparente du phénomène, E_a . Elle apparait dans l'expression du flux d'électromigration tel que :

$$J = c \frac{D_0}{kT} \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) Z^* e \rho j \quad (\text{II-13})$$

La figure II-4 ci-dessous présente de façon schématisée cette notion d'énergie d'activation pour l'abaissement de la barrière de potentielle, représentée de façon analogue à la figure II-2. Nous reviendrons sur cette notion d'énergie d'activation du phénomène d'électromigration à la fin de ce chapitre.

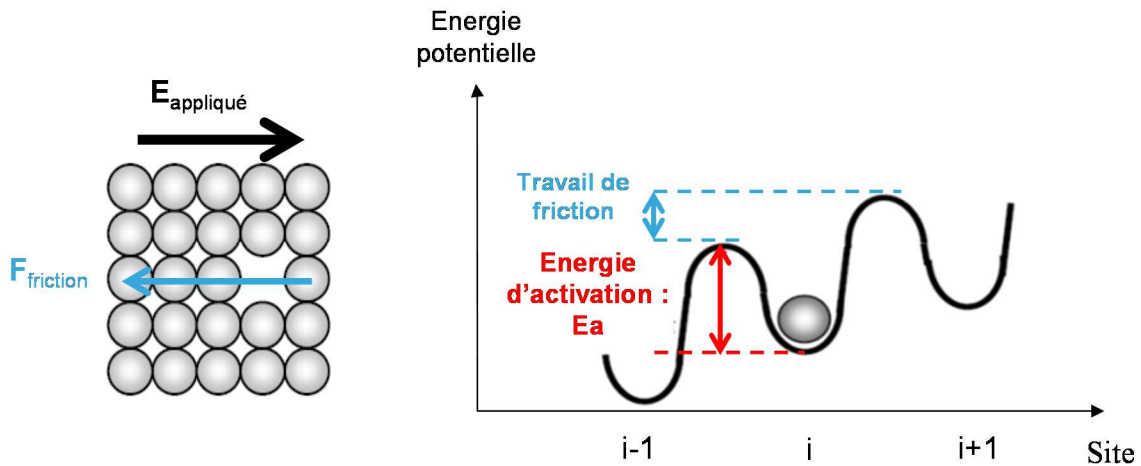


Figure II-4 : Abaissement de la barrière de potentiel par le travail de friction et représentation de l'énergie d'activation E_a

3. Transport de matière dans les interconnexions

Les relations décrites dans la section précédente s'appliquent dans le cas de milieux homogènes et infinis. Ces équations doivent être modifiées dans le cas d'interconnexions où l'aspect dimensionnel ainsi que le confinement par des matériaux de natures différentes doivent être pris en compte.

3.1. Mécanismes de transport

3.1.1. Diffusivité effective

La nature polycristalline ainsi que l'environnement des interconnexions font que le déplacement de matière dans une interconnexion n'est pas uniquement de nature volumique. Des chemins de diffusion supplémentaires influencent le déplacement de matière : les interfaces avec les matériaux environnants, les joints de grains et les dislocations. Ces différents chemins sont schématisés sur la figure II-5 dans le cas précis d'une interconnexion en cuivre de génération récente. Les indices vol, e, b, j et disl représentent respectivement le volume, l'interface supérieure cuivre/diélectrique, l'interface cuivre/barrière métallique, les joints de grains et les dislocations.

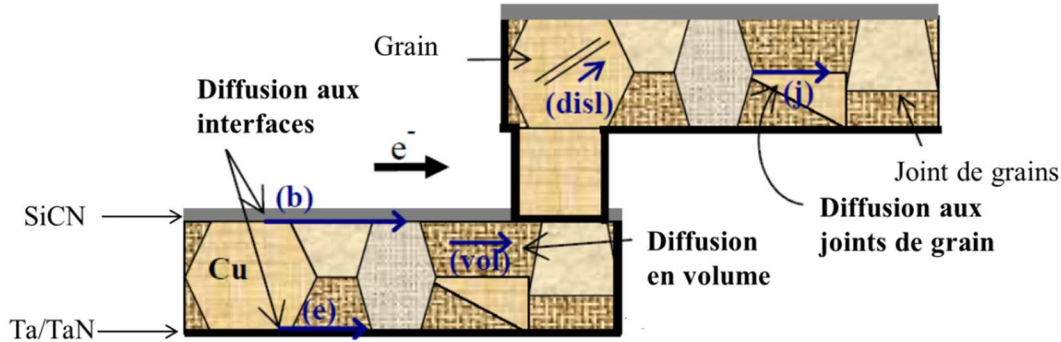


Figure II-5 : Chemins de diffusion dans une interconnexion sur une vue en coupe

Ces chemins de diffusion contribuent simultanément au déplacement de matière dans l'interconnexion. Le coefficient de diffusion dans l'expression de flux de matière n'est alors qu'un paramètre apparent qui rend compte de toutes ces contributions à la diffusion des atomes. Le flux total est alors la somme des flux traversant chaque chemin de diffusion et on en déduit l'expression du coefficient de diffusion apparent :

$$\Phi_{total} = \Phi_{vol} + \Phi_e + \Phi_b + \Phi_j + \Phi_{disl} \quad (II-14)$$

$$Z^* D_{eff} = Z_{vol}^* D_{vol} + \frac{\delta_e}{h} Z_e^* D_e + \delta_b \left(\frac{2}{w} + \frac{1}{h} \right) Z_b^* D_b + \frac{\delta_j}{d} \left(1 - \frac{d}{w} \right) Z_j^* D_j + \rho_{disl} d^2 D_{disl} \quad (II-14)$$

Les paramètres w , h , d , δ_e , δ_b , δ_j et ρ_{disl} correspondent respectivement à la largeur et à l'épaisseur de la ligne considérée, au diamètre moyen d'un grain, aux épaisseurs des interfaces cuivre/diélectrique, cuivre/barrière métallique, à l'épaisseur moyenne d'un joint de grain et à la densité de dislocations dans la région de la ligne considérée. A chacun des modes de diffusion est associée une valeur Z^* de charge effective caractéristique car elle rend compte de l'interaction entre les cations et leur environnement électronique local.

3.1.2. *Chemin de diffusion privilégié*

Suivant le chemin de diffusion considéré, la matière se déplace plus ou moins vite. Si tous les chemins énoncés précédemment contribuent simultanément au déplacement de matière, c'est bien le plus rapide qui régit la dégradation. L'identification du chemin de diffusion dominant (le plus rapide) va par exemple permettre de concentrer les efforts sur les étapes de fabrication qui vont conduire à limiter la vitesse de diffusion du cuivre. A l'époque des interconnexions en aluminium, les joints de grains avaient été identifiés comme chemin de diffusion dominant [17][22]. C'est la raison pour laquelle du cuivre a ensuite été intégré aux lignes en aluminium afin de permettre aux atomes de cuivre en se fixant aux joints de grains de limiter ainsi la diffusion des atomes d'aluminium. Dans le cas du cuivre, plusieurs études se sont portées sur la microstructure lors de son intégration [23][24]. Il est rapidement apparu que l'interface supérieure cuivre/diélectrique favorisait le plus la migration du cuivre [25][26]. Ceci s'explique par la mauvaise qualité d'adhérence entre le cuivre, matériau métallique et le SiCN qui est covalent[27][28][29]. En effet, la couche électronique externe du SiCN est saturée ; ce qui empêche la formation de liaisons avec le cuivre dont la couche électronique externe est incomplète. En l'absence de liaisons avec le cuivre à cette interface, la diffusion du cuivre y a lieu sans résistance. Des solutions permettant de renforcer cette interface ont été proposées et intégrées dans les interconnexions pendant que d'autres demeurent à l'étude [30][31]. Des observations *in situ* au MEB ont par ailleurs confirmé que les cavités se forment initialement à cette interface supérieure entre le cuivre et le diélectrique [32]. Il est important de noter que cette interface est extrêmement sensible aux défauts engendrés pendant l'élaboration des lignes (durant l'étape de polissage mécano-chimique par exemple) ; ce qui peut conduire à des valeurs d'énergie d'activation dispersées et une variation significative de la durée de vie de la ligne. Nombre de travaux récents pointent cependant une contribution sans cesse croissante des joints de grain dans les interconnexions en cuivre pour les nœuds technologiques avancés [33][34][35]. Pour ces cas, il convient alors de prendre en compte l'effet des joints de grains lors de l'étude de la cinétique de dégradation par électromigration.

Pour ce qui est des autres chemins de diffusion, les contributions des dislocations et de l'interface cuivre/barrière métallique sont généralement négligées. En effet, malgré l'observation de déformation plastique à l'échelle granulaire pendant un test d'électromigration et d'une forte concentration de dislocations parallèles au flux d'électrons, celles-ci ne forment pas un chemin de diffusion continu à l'échelle de la ligne [36]. Elles ne semblent ainsi pas être en mesure d'engendrer un déplacement de matière significatif à l'échelle de l'interconnexion. Quant à l'interface cuivre / barrière métallique, les travaux de Lin et Usui sur les durées de vie des lignes en fonction de la largeur et de l'épaisseur ont permis de montrer que la contribution de l'interface cuivre/barrière métallique à la dégradation est négligeable devant celle de l'interface cuivre/diélectrique [25][37].

3.2. Flux de matière et confinement des interconnexions

3.2.1. Flux de matière dans une interconnexion

L'expression du flux de matière (équation II-11) dû à l'électromigration doit dans le cas d'une interconnexion prendre en compte l'aspect dimensionnel ainsi que le confinement. La barrière métallique (TaN) en fond de ligne et sur les flancs bloque la diffusion du cuivre et des lacunes à chaque extrémité de la ligne. L'accumulation d'atomes de cuivre à l'une des extrémités de la ligne (anode) va engendrer un gradient de contrainte qui tend à ramener les atomes du côté de la cathode. Ce flux retour qui s'établit va s'opposer au flux d'électromigration comme illustré sur la figure II-6.



Figure II-6 : flux d'électromigration et flux retour dans une interconnexion

En se ramenant à un problème unidimensionnel ; l'effet de la largeur étant négligé par rapport à la longueur, l'expression du flux d'électromigration dans une interconnexion devient alors :

$$J = c \frac{D_{eff}}{kT} Z^* e \rho j - D_{eff} \frac{\partial c}{\partial x} \quad (II-15)$$

En général, on préfère exprimer le flux de matière en fonction du gradient de contrainte et non du gradient de concentration. L'établissement de ce gradient s'explique par l'accumulation de matière à l'anode qui est alors en compression tandis que la cathode est en tension du fait de la déplétion de

matière (figure II-7). La concentration de cuivre c à l'équilibre et sous contrainte hydrostatique σ est donnée par :

$$c = c_0 \exp\left(-\frac{\Omega\sigma}{kT}\right) \quad (\text{II-16})$$

Avec Ω le volume atomique de cuivre, c_0 la concentration en l'absence de contrainte.

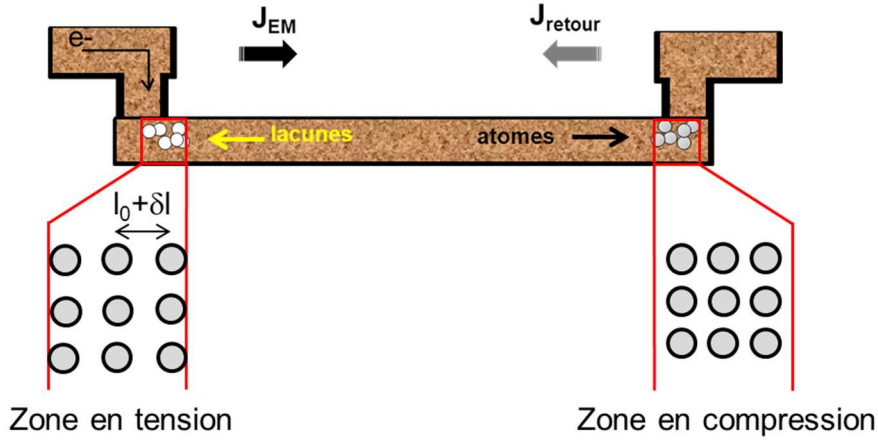


Figure II-7 : zones de contraintes en tension et en compression dans une interconnexion

La ligne en compression correspond à une variation négative de la distance interatomique δl , ce qui par convention implique une variation de contrainte $\delta\sigma$ négative. La relation liant la déformation à l'état de contrainte étant donnée par la loi de Hooke, la variation de contrainte dans le cas de la ligne en compression est alors donnée par :

$$\partial\sigma = B \frac{\partial l}{l_0} = -B \frac{\partial c}{c_0} \quad (\text{II-17})$$

B étant le module élastique qui tient compte de la ligne de cuivre ainsi que de son environnement.

La nouvelle expression du flux de matière est alors donnée par :

$$J = c \frac{D_{eff}}{kT} \left(Z^* e \rho j + \Omega \frac{\partial\sigma}{\partial x} \right) \quad (\text{II-18})$$

C'est en constatant la réduction de la vitesse de croissance des cavités dans des lignes en aluminium de longueurs réduites que Blech mit en évidence cet effet de la contrainte mécanique [38].

3.2.2. Influence de la contrainte mécanique : l'effet Blech

La concentration d'atomes de cuivre varie en chaque point de la ligne avec le temps au cours de la dégradation par électromigration. La contrainte mécanique évolue donc conséquemment ; les

deux étant liés par la loi de Hooke. L'évolution de la contrainte au cours du temps a pour la première fois été modélisée par Korhonen ; considérant la continuité du flux atomique [39] :

$$\frac{\partial c}{\partial t} + \frac{\partial J}{\partial x} + \gamma_{GR} = 0 \quad (\text{II-19})$$

Le terme γ_{GR} rend compte des phénomènes de génération/recombinaison de lacunes à l'interface avec le diélectrique ou aux joints de grains. La génération /recombinaison est considérée très rapide par rapport à la diffusion atomique le long de la ligne, ce qui permet de maintenir un équilibre local entre la concentration de lacunes et la contrainte hydrostatique [40] ; elle est considérée négligeable en première approximation. En combinant les expressions (II-18) et (II-19), on obtient alors l'équation différentielle suivante :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{BD_{eff}}{kT} \left(eZ^* \rho j - \Omega \frac{\partial \sigma}{\partial x} \right) \right] \quad (\text{II-20})$$

Cette équation est similaire à celle aux dérivées partielles dans le cas de la diffusion ; le terme de diffusivité étant remplacé par BD_{eff}/kT [41]. Il n'existe pas de solution analytique connue à l'équation de Korhonen ; D_{eff} étant dans le cas général dépendant de la contrainte hydrostatique σ . En considérant D_{eff} constant, il devient possible de trouver des solutions approchées qui permettent de simuler l'évolution de la contrainte le long d'une ligne de dimensions finies.

D'après l'équation II-18, le flux total de matière peut être annulé. Cela se produit lorsque le flux retour induit par la contrainte hydrostatique s'équilibre avec le flux d'électromigration : c'est l'effet Blech. La ligne est alors immunisée contre la défaillance par électromigration. La condition d'« immortalité » de l'interconnexion est définie pour la valeur critique du produit densité de courant-longueur de la ligne $(jL)_c$; le produit de Blech :

$$(jL)_c = \left(\frac{\Omega \Delta \sigma}{eZ^* \rho} \right) \quad (\text{II-21})$$

3.3. Formation d'une cavité dans une interconnexion

3.3.1. Nucléation et croissance de la cavité

Le déplacement de matière par électromigration tel que présenté jusqu'ici ne suffit pas à créer une cavité dans la ligne. En effet, la concentration locale de matière restera constante si le flux de matière est continu le long de la ligne ; la quantité d'atomes quittant une région de la ligne étant égale à la quantité d'atomes qui en sortent. Dans une interconnexion, le flux de matière va être

perturbé par la présence de discontinuités entraînant ainsi des divergences de flux à l'origine de la formation de la cavité.

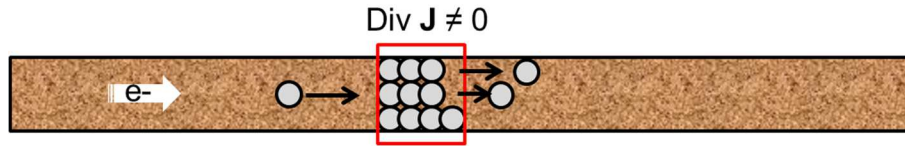


Figure II-8 : Notion de divergence de flux dans une portion d'interconnexion

La formation de la cavité, donc la dégradation de la ligne sera d'autant plus rapide que la divergence de flux de matière sera importante d'après l'équation de continuité (II-22) :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\vec{\nabla} \cdot \vec{J} \quad (\text{II-22})$$

D'après l'expression précédente, deux types de défaillances sont possibles en fonction du signe de la divergence du flux :

- Désertion de matière avec formation d'une cavité dans le cas d'une divergence positive ; c'est ce qui se passe du côté de la cathode.
- Accumulation de matière entraînant des extrusions qui peuvent engendrer des courts-circuits avec des lignes environnantes dans le cas de divergence négative ; cela est observé du côté de l'anode.

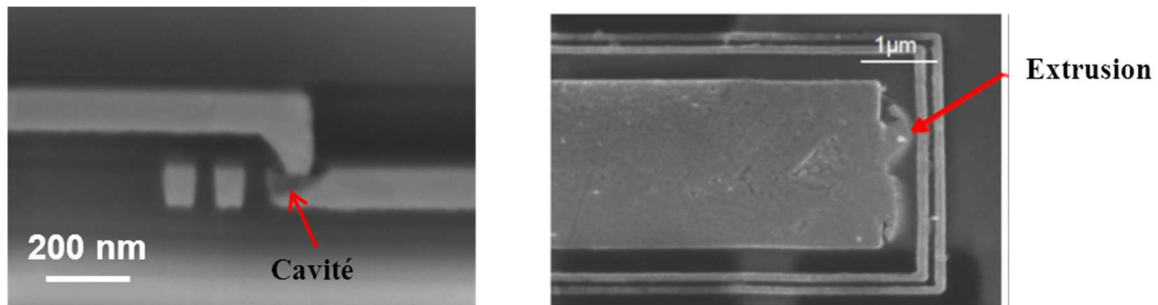


Figure II-9 : Observations au MEB d'une cavité et d'une extrusion dans une ligne de cuivre

Le terme « nucléation » employé ici pour une cavité renvoi à la formation d'une microcavité dans la ligne[42]. Celle-ci va ensuite croître jusqu'à une taille suffisamment importante pour endommager la ligne. Le temps de nucléation, temps nécessaire à la formation de la microcavité, est souvent plus faible que le temps rapporté de défaillance de la ligne[43]. En effet, c'est le temps de croissance de la microcavité jusqu'à une taille critique (marquée par une augmentation significative de la résistance) qui va définir le temps de défaillance de la ligne. La cavité qui se forme dans la ligne croît avec une vitesse v_d telle que :

$$v_d = \frac{D_{eff}}{kT} \left(eZ^* \rho j - \Omega \frac{\Delta\sigma}{L} \right) \quad (II-23)$$

Cette vitesse peut être déterminée en mesurant *in situ* la vitesse de déplacement du front de la cavité pendant la dégradation par électromigration [44][45]. Elle peut aussi être déterminée en analysant la courbe de résistance de la ligne suite au test d'électromigration [46]. Cette méthode sera détaillée dans le chapitre suivant.

3.3.2. Influence de l'interface diélectrique

La qualité de l'interface entre le cuivre et la barrière diélectrique impacte fortement les performances en électromigration de l'interconnexion en cuivre. Lloyd montre une forte corrélation entre l'énergie d'adhérence de cette interface et la dégradation de la ligne de cuivre [47]. Les efforts pour améliorer cette interface se concentrent sur l'optimisation des procédés de polissage mécano-chimique (CMP) ainsi que sur de nouveaux matériaux pour remplacer le SiCN ; le but étant de réduire le déplacement des atomes de cuivre sur ce chemin de diffusion privilégié[31][48]. L'attention se porte particulièrement sur les barrières permettant une liaison métal-métal avec la ligne de cuivre. Parmi celles-ci, les études se concentrent sur le CoWP. Les travaux récents sur ce matériau montrent des énergies d'activation du phénomène d'électromigration élevées de même qu'une réduction significative de la vitesse de déplacement de la cavité [49] [50]. Le défi pour ces nouvelles barrières réside dans leur intégration avec les autres étapes du procédé de fabrication des interconnexions et leur compatibilité avec les autres mécanismes de dégradation impliquant les interconnexions à l'exemple du claquage de diélectrique.

3.3.3. Influence de la microstructure

Dans les lignes de cuivre double damascène, bien que l'interface cuivre/diélectrique ait été identifiée comme le chemin de diffusion majoritaire, l'influence de la microstructure demeure un sujet important. L'étude de la microstructure nécessite souvent l'emploi de différents procédés afin d'obtenir différentes variétés de microstructures. Ces procédés, pouvant impacter les autres paramètres de l'interconnexion comme la qualité des interfaces, il est parfois difficile d'isoler la contribution intrinsèque de la microstructure lors du processus de dégradation.

Les études récentes sur des lignes polycristallines montrent une influence croissante de la microstructure dans la dégradation de la ligne [51] [34] [23] ; les joints de grains se comportant comme des sites privilégiés de formation de microcavités. Les points triples à l'intersection entre trois grains adjacents sont alors identifiés comme source de divergence de flux conduisant à la formation de cavité [35][52]. En réduisant le caractère polycristallin des lignes c'est-à-dire en ayant

des lignes de type bambou (dont chaque grain occupe toute l'épaisseur de la ligne), l'influence de la microstructure sur les performances en électromigration de la ligne diminue. Ceci s'explique par le fait que l'on élimine les points triples (sources de divergences de flux) et, que le réseau de joints de grains qui favorise la diffusion rapide des atomes n'est plus continu [53].

La cavité est détectée soit à l'extrémité de la ligne à la cathode à cause du non remplacement des atomes déplacés ; soit au niveau de la cathode à l'intersection entre l'interface cuivre/diélectrique et un joint de grain dans ligne. Pour ce dernier cas, la formation de la cavité à un joint de grain donné adjacent à la barrière diélectrique va dépendre localement de la microstructure à la cathode. Ainsi, la diffusion sera plus rapide pour le grain qui adhèrera le moins avec le diélectrique [54][55]. L'orientation cristalline de chaque grain apparaît alors comme un autre facteur influençant la dégradation de la ligne.

4. Loi d'extrapolation de Black

Les industriels doivent garantir la fiabilité des circuits qu'ils produisent dans des conditions de fonctionnement données. Dans le cas des interconnexions, aucune défaillance des lignes ne doit apparaître pendant la durée d'opération. Similairement à toutes les problématiques de fiabilité, le principe consiste à accélérer la dégradation et ensuite d'extrapoler la durée de vie obtenue du système à des conditions de fonctionnements normales. Une forte densité de courant est ainsi appliquée à un ensemble de lignes de cuivre à une température élevée et, les temps de défaillance obtenus sont extrapolés aux conditions de fonctionnement. Ces temps suivent une loi lognormale comme nous le verrons dans le chapitre suivant et de leur distribution est extraite la médiane et leur dispersion. L'extrapolation aux conditions de fonctionnement est effectuée suivant le modèle semi-empirique établi par Black en 1969 [17].

4.1. Expression semi-empirique

Le modèle établi par Black rend compte de l'accélération en courant et en température de la dégradation de la ligne par électromigration. Le temps médian à la défaillance (MTF^3) a une dépendance en température de type Arrhenius et en courant via l'exposant de densité de courant n [17]:

$$MTF = AJ^{-n} \exp\left(-\frac{E_a}{kT}\right) \quad (II-24)$$

³ MTF : Median Time to Failure

A est un coefficient de proportionnalité qui rend compte des propriétés microstructurales de la ligne et E_a l'énergie d'activation de diffusion du cuivre dans la ligne.

La connaissance précise des paramètres n et E_a est importante pour la précision de l'extrapolation. Ils sont déterminés en jouant sur la dépendance en courant et en température de la durée de vie.

4.2. Effet de la densité de courant

La conduite de tests d'électromigration à une température fixe et pour différentes valeurs de la densité de courant permet de déterminer n .

$$n = \left. \frac{d \ln(MTF)}{d \ln(j)} \right|_{T \text{ constant}} \quad (\text{II-25})$$

La valeur théorique de n demeure un nœud de discussion important pour le cuivre après l'avoir été pour l'aluminium. Des valeurs de n variant entre 1 et 2 sont généralement rencontrées dans la littérature. On considère qu'une valeur proche de 1 rend compte d'un processus dominé par la phase de croissance de cavité alors qu'une valeur de 2 rend plutôt compte d'un processus dominé par la nucléation de la microcavité [56][57]. La dispersion des valeurs de n rencontrées peut aussi s'expliquer par des choix de critères de défaillances différents et procédés de fabrication des lignes variables pour les différents auteurs.

4.3. Effet de la température

L'extraction de l'énergie d'activation E_a du phénomène s'effectue expérimentalement en effectuant des tests d'électromigration à une densité de courant fixe pour différentes valeurs de température.

$$E_a = \left. \frac{d \ln(MTF)}{d(1/kT)} \right|_{j \text{ constant}} \quad (\text{II-26})$$

La dépendance en température du MTF est liée à celle du coefficient de diffusion qui comme nous l'avons précisé plus haut regroupe l'ensemble des mécanismes de diffusion conduisant à la dégradation. De ce fait, E_a est en réalité une valeur apparente qui reflète l'ensemble de ces mécanismes. Les valeurs de l'énergie d'activation communément observées pour le cuivre oscillent entre ~0,8 eV et ~1,2 eV. Les valeurs les plus élevées reflétant des améliorations de procédés d'élaboration des lignes comme le renforcement de l'interface diélectrique [53][58].

5. Synthèse

Nous avons abordé dans ce chapitre les notions fondamentales nécessaires à la compréhension du phénomène d'électromigration. L'électromigration, phénomène de dégradation dans les métaux se caractérise par un déplacement de matière sous l'effet de la force de friction qu'exerce les électrons sur les atomes. La résultante de ce déplacement de matière dans une interconnexion est la formation d'une cavité localisée à la cathode et d'une extrusion de matière localisée à l'anode. La cavité formée à une interface, dès lors qu'elle rejoint l'interface opposée, entraîne une augmentation proportionnelle à sa croissance de la résistance électrique de la ligne.

Dans les lignes de cuivre, le lieu de déclenchement de la formation de la cavité est l'interface diélectrique qui est le chemin de diffusion majoritaire dans ce cas. Du fait du confinement de la ligne, la formation de la cavité entraîne l'établissement d'un gradient de contrainte mécanique qui s'oppose au flux d'électromigration. Ce flux opposé est d'autant plus important que la ligne est courte. Le déplacement de matière dans la ligne devient nul pour une condition particulière, le produit de Blech, telle que le flux retour annule complètement le flux d'électromigration.

En pratique, pour évaluer la fiabilité des lignes, les temps de défaillance obtenus lors de tests accélérés sont extrapolés pour obtenir la durée de vie des lignes dans les conditions de fonctionnement. Cette extrapolation s'effectue via le modèle semi-empirique de Black. Ce dernier, fait le lien entre le temps à la défaillance de la ligne et les paramètres d'accélération densité de courant et température. La précision de l'extrapolation va dépendre de la connaissance précise de l'énergie d'activation E_a et de l'exposant de densité de courant n du phénomène.

Chapitre III : Caractérisation électrique de l'électromigration

Le présent chapitre s'intéresse au détail expérimental de l'évaluation de la fiabilité des interconnexions au travers de tests électriques. La caractérisation électrique de l'électromigration consiste à suivre en fonction du temps la résistance électrique d'une interconnexion en lui appliquant les facteurs d'accélération que sont le courant et la température à des valeurs bien supérieures à celles appliquées en conditions normales de fonctionnement. Ce vieillissement accéléré conduit à une analyse statistique des temps de défaillance obtenus au cours du test et permet d'évaluer la durée de vie des lignes en conditions de fonctionnement normal. Dans un premier temps donc, nous décrivons le détail expérimental de la caractérisation électrique de l'électromigration en termes : de structure de test, d'équipements utilisés ainsi que de conditions d'accélération. Nous nous intéressons par la suite aux caractéristiques de la réponse électrique – évolution de la résistance au cours du temps – de l'interconnexion testée. Enfin, dans la troisième section de ce chapitre, nous détaillons les bases l'analyse statistique qui a trait aux temps à la défaillance issus de tests électriques ainsi que la méthode d'extrapolation aux conditions normales de fonctionnement.

1. Caractérisation électrique

1.1. Structure de test NIST

Afin de s'affranchir de la complexité des circuits intégrés qui peuvent contenir des centaines de lignes interconnectées, les tests d'électromigration sont conduits sur des structures élémentaires plus simples. Ces dernières sont dessinées sur la base de la structure standardisée dite NIST (National Institute of Standards and Technology) [59].

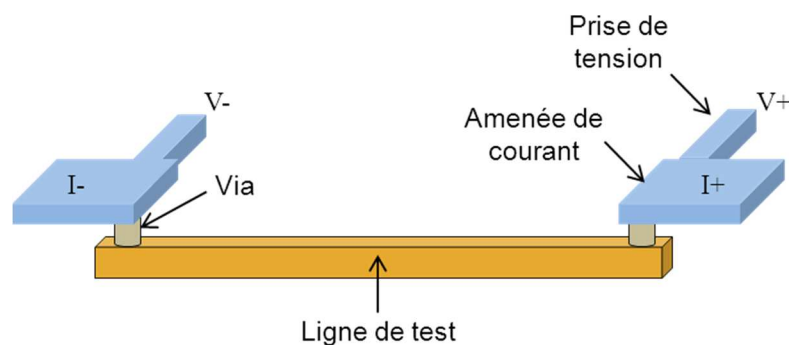


Figure III-1 : Schéma représentatif de la structure standard pour les tests d'électromigration

Cette structure standard présente les caractéristiques suivantes :

- Une ligne de test à un niveau de métal donné.
- Deux amenées de courant ainsi que deux prises de tension afin de réaliser une mesure de résistance 4 points.
- Deux via permettant de connecter chaque paire d'amenée de courant / prise de tension à une extrémité de la ligne testée.

Les amenées de courant sont dessinées plus larges que les lignes de test afin d'éviter que le phénomène d'électromigration ne s'y développe. Elles sont situées (ainsi que les prises de tension) au niveau métallique directement inférieur ou supérieur à la ligne. Afin de distinguer ces deux configurations, on utilise la nomenclature suivante :

- V_xM_x pour une ligne au niveau de métal x et les amenées de courant au niveau immédiatement supérieur $x + 1$ (exemple de la figure III-1).
- V_xM_{x+1} pour une ligne au niveau de métal $x + 1$ et les amenées de courant au niveau immédiatement inférieur x .

Pour la suite, sauf indication contraire, l'ensemble des lignes et des structures employées seront issues de la configuration V_xM_x . Nous utiliserons la structure NIST comme structure standard de référence. Lorsqu'une version particulière de la NIST ou lorsqu'une nouvelle structure sera utilisée, ces dernières feront l'objet d'une description détaillée dans la section en question. De plus, nous utilisons des lignes longues dont les dimensions seront précisées dans les paragraphes correspondants ; ceci afin de nous affranchir de l'effet Blech que nous n'abordons pas dans le cadre de notre travail.

1.2. Conditions d'accélération et description du banc de mesure

Comme énoncé précédemment, l'évaluation de la fiabilité des interconnexions se fait au travers de tests de durée de vie. Le vieillissement accéléré des lignes est provoqué par l'application d'un courant et d'une température supérieurs à ceux que la ligne verrait en condition de fonctionnement normal. Tous les tests d'électromigration conduits dans cette étude sont réalisés en boîtiers. Les puces contenant les lignes de test et présentes sur les plaques de silicium sont prélevées, collées et câblées sur des boîtiers en céramique qui seront par la suite testés dans une étuve en appliquant le courant de test à chaque boîtier (Figure III-2).

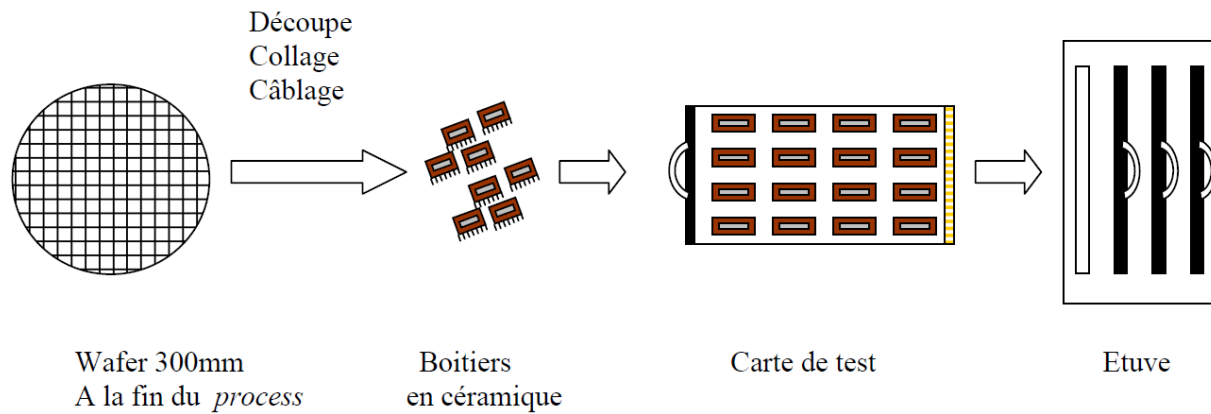


Figure III-2 : De la plaque de silicium au test en boitiers

Le banc de test comporte donc un ensemble d'étuves dans lesquelles sont insérées les cartes de tests pouvant contenir chacune 16 boitiers. Chacun des boitiers est testé indépendamment des autres grâce à des sources de courant indépendantes au sein de chaque carte de test. Un programme permet de contrôler ainsi le courant injecté dans chaque structure et la température de chaque étuve. Il permet aussi de définir le pas d'acquisition des données (2% d'augmentation de résistance pour les tests conduits dans cette étude) ainsi que le critère d'arrêt des tests. A noter que le critère d'acquisition des données peut aussi être défini par un pas temporel.

Les densités de courant appliquées aux lignes sont choisies de telle sorte que l'échauffement Joule y est inférieur à 5°C. Ceci est important car une valeur trop élevée de l'auto échauffement biaiserait les données pour l'extraction de l'énergie d'activation et pour laquelle la notion de température de la ligne est importante. Typiquement pour ces tests, les densités de courant sont comprises entre 5 et 50 mA/ μm^2 et les températures de test entre 200°C et 350°C. La durée des tests en boitiers varie de quelques heures à plusieurs semaines suivant les conditions de test appliquées et la robustesse de la ligne testée vis-à-vis de l'électromigration.

1.3. Mesures électriques préliminaires

Avant d'accélérer la dégradation des lignes, il est important de réaliser des vérifications préliminaires. La première consiste tout simplement à mesurer la résistance électrique de chaque ligne à la température ambiante. Le but est de déceler préalablement au test d'électromigration proprement dit des lignes qui auraient des caractéristiques électriques éloignées de la moyenne de la population. Une différence importante de résistance rendant compte par exemple d'une variation significative de l'épaisseur des lignes. Ce cas peut être rencontré lorsque l'étape de polissage mécano-chimique n'est pas uniforme sur la plaque de silicium. Cette première étape permet donc de tester des lignes possédant des caractéristiques électriques et géométriques similaires de sorte que

leur comportement vis-à-vis de l'électromigration rende effectivement compte desdites caractéristiques.

La deuxième caractérisation initiale concerne la détermination de la résistivité de chaque ligne. Celle-ci s'effectue via la mesure du coefficient thermique de résistance (TCR⁴) ; ce dernier rend compte de la variation de la résistance avec la température. Le TCR, déterminé à la température T_0 est lié à la résistance de la ligne suivant la relation suivante [60] :

$$R(T) = R_0 [1 + TCR_0 (T - T_0)] \quad (\text{III-1})$$

$R(T)$ représente la résistance de la ligne à une température T donnée, R_0 la résistance à la température T_0 . Expérimentalement, pour déterminer le TCR, on mesure la résistance de la ligne à différentes températures et le TCR correspond au coefficient directeur de la fonction affine $R = f(T)$.

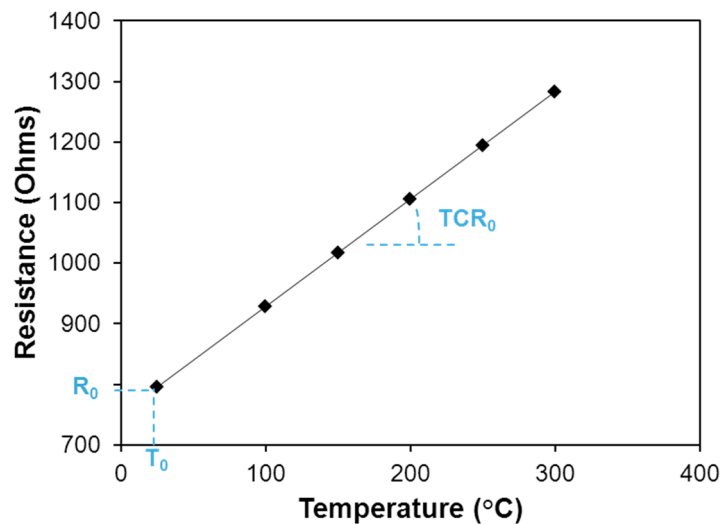


Figure III-3 : Evolution de la résistance en fonction de la température et détermination du TCR à la température T_0

Afin d'extraire la résistivité de la ligne en fonction du TCR, nous faisons deux hypothèses simplificatrices. Premièrement, on néglige la contribution de la barrière de tantale déposée sur les flancs et le fond de l'interconnexion en considérant que la ligne est formée uniquement de cuivre. Cette hypothèse est vérifiée lors d'études expérimentales qui montrent que le TCR du tantale est négligeable devant celui du cuivre. De plus le cuivre et le tantale étant en parallèle dans la ligne et, la résistance électrique du tantale étant supérieure à celle du cuivre, la résistance totale de la ligne est quasiment équivalente à celle du cuivre [61][62]. La deuxième hypothèse que l'on émet

⁴ TCR : Temperature Coefficient of Resistance

concerne la résistivité du cuivre. On considère en effet que la résistivité du cuivre suit la loi de Mathiessen ; de sorte que la résistivité totale de la ligne résulte de la résistivité du cuivre pur (ρ_{Cu}) qui varie avec la température et d'une résistivité résiduelle (ρ_{res}) indépendante de la température et due à la présence d'impuretés, de parois et de joints de grains.

$$\rho_{app} = \rho_{Cu}(T) + \rho_{res} \quad (III-2)$$

A partir des expressions (III-1) et (III-2), on exprime alors le TCR à la température T_0 en fonction de la résistivité de la ligne :

$$TCR_{T_0} = \frac{1}{R_0} \frac{dR}{dT} = \frac{\rho_{Cu}(T) - \rho_{Cu}(T_0)}{\Delta T} \frac{1}{\rho_{Cu}(T_0) + \rho_{res}} \quad (III-3)$$

Le premier terme de l'équation (III-3) renvoie à la variation de la résistivité du cuivre pur avec la température, α . On en déduit la résistivité apparente de la ligne de cuivre :

$$\rho_{app}(T_0) = \frac{\alpha}{TCR_{T_0}} \quad (III-4)$$

Avec $\alpha = \frac{\Delta \rho}{\Delta T} = 6,61.10^{-5} \text{ Ohm}.\mu\text{m}/^\circ\text{C}$ [63].

En plus de la caractérisation électrique, des méthodes d'analyse complémentaires peuvent être utilisées pour étudier le phénomène d'électromigration. L'observation *in-situ* par exemple permet de suivre en temps réel la formation et l'évolution de la cavité dans une ligne. Cette observation est réalisée à l'aide d'un MEB⁵ au sein duquel on accélère la dégradation de la ligne observée [64][65][66]. Le principal inconvénient de cette méthode réside dans la préparation particulière qu'il faut apporter à l'échantillon avant l'utilisation dans le MEB, ce qui rend difficile une étude sur un échantillonnage important et, qui peut influencer les différents modes de dégradation. Ces modes de dégradation peuvent aussi être impactés par les fortes tensions d'accélération utilisées.

En complément du test électrique, nous utiliserons l'analyse physique de défaillance comme méthode complémentaire. Les échantillons testés pourront ainsi être observés à l'aide d'un MEB ou d'un MET⁶ (un glossaire en annexe récapitule les principales caractéristiques des techniques d'imagerie utilisées dans cette thèse). Ces observations nous permettront essentiellement d'observer les cavités formées après le test d'électromigration dans les lignes et de conforter ou d'infirmer les résultats issus des tests électriques.

⁵ MEB : Microscope Electronique à Balayage

⁶ MET : Microscopie Electronique en Transmission

2. Evolution de la résistance au cours du test

2.1. Description de la courbe $R(t)$

Lors du test d'électromigration en boîtier, la courbe d'évolution de la résistance présente trois phases principales : une première région où la résistance est constante, une seconde caractérisée par une augmentation abrupte de la résistance et la troisième région où l'évolution de la résistance est quasi-linéaire. Ces différentes phases sont liées aux stades de formation de la cavité dans la ligne au cours du test (Figure III-4).

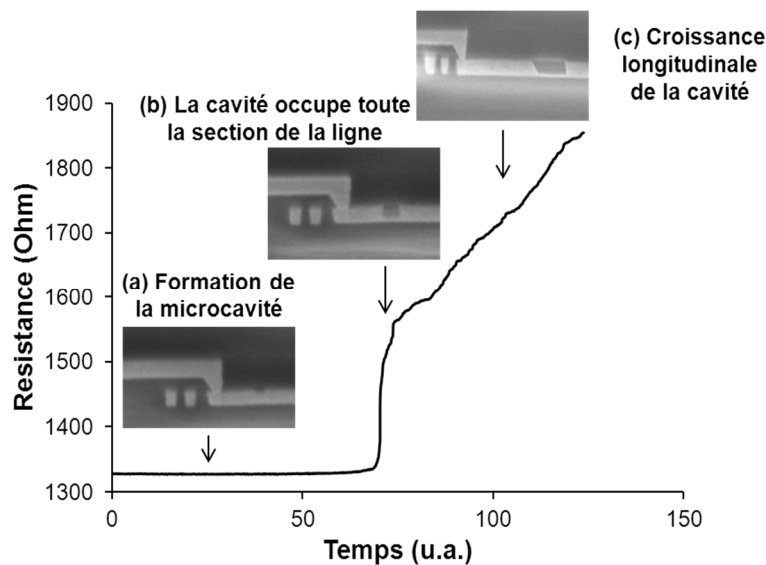


Figure III-4 : Evolution de la résistance et stades de formation de la cavité dans une ligne au cours du test d'électromigration

La première phase de formation de la cavité qui correspond à la partie « plate » de la courbe de résistance rend en fait compte de la formation de la microcavité (a). La conduction lors de cette première phase est assurée par le cuivre. La réduction de la section du cuivre lors de la formation et de la croissance transversale de cette microcavité ne conduit pas à une augmentation significative de la résistance totale de la ligne ; c'est pourquoi électriquement, on observe un plateau sur la courbe $R(t)$. En rapprochant cependant la prise de tension de la cathode, Croes[67] avec une structure originale, arrive à détecter une légère augmentation de résistance dans cette région.

Lorsque la microcavité croît jusqu'à occuper toute la section de la ligne, on enregistre une subite augmentation de la résistance (b). Cette augmentation abrupte rend compte du fait que le courant n'a plus d'autre choix que de passer à ce moment précis par la barrière de tantale entourant la ligne de cuivre. La résistivité du tantale qui est environ 100 fois supérieure à celle du cuivre justifie cette abrupte augmentation de résistance.

Après l'augmentation abrupte de la résistance, on observe une phase progressive (c). Celle-ci correspond à la croissance longitudinale de la cavité qui occupe maintenant toute la section de la ligne. On observe une augmentation d'allure linéaire car la portion de barrière qui est découverte augmente proportionnellement avec la longueur de la cavité en croissance.

Les caractéristiques physiques des lignes testées seront importantes pour l'analyse des différentes étapes de formation de cavités à partir des paramètres extraits des courbes $R(t)$. Le tableau (III-1) donne un exemple de ces caractéristiques pour une structure standard de la technologie 40 nm utilisée lors de notre étude.

Ligne de cuivre	Résistivité à 25°C, ρ_{Cu}	0,03 ohm.μm
	Largeur, w	63 nm
	Epaisseur, h	140 nm
	Longueur, L	225 μm
Barrière de diffusion Ta/TaN	Résistivité à 25°C, ρ_b	3 ohm.μm
	Epaisseur, t_b	8 nm

Tableau III-1 : Caractéristiques électriques et géométriques d'une ligne de test issue de la technologie 40 nm

2.2. Paramètres d'étude de la courbe $R(t)$

La relation entre les différents stades de formation de la cavité et l'évolution de la résistance établie dans la section précédente nous amène à définir les paramètres de la courbe $R(t)$ qui permettront d'étudier le phénomène d'électromigration. Nous ferons les hypothèses simplificatrices suivantes pour exprimer ces paramètres :

- On considère que la cavité a une forme rectangulaire et occupe toute la section de la ligne (exemple phase (b) de la figure III-4).
- La croissance de la cavité s'effectue longitudinalement sans changement de forme comme indiqué sur la figure III-5.

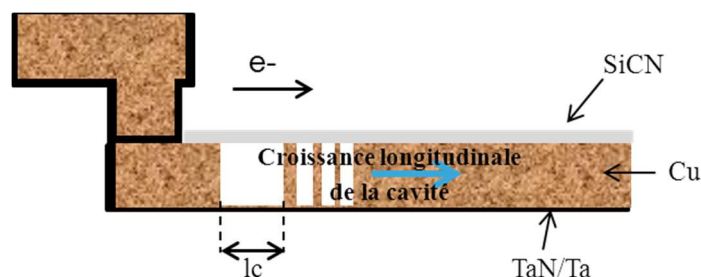


Figure III-5 : Hypothèse de croissance longitudinale de la cavité sans changement de forme après le saut en résistance. La longueur de la cavité au moment du saut est égale à l_c

Trois principaux paramètres issus de la courbe $R(t)$ seront utilisés. Le premier paramètre, central pour l'évaluation de la fiabilité des interconnexions, c'est le temps à la défaillance (TTF^7) de la ligne. Il correspond au moment où est détectée l'augmentation abrupte de la résistance sur la courbe $R(t)$. Le critère de défaillance de la ligne que nous utilisons est donc cette augmentation abrupte de résistance. Ce critère correspond à celui usuellement considéré lors des campagnes de qualification des procédés de fabrication des interconnexions. L'analyse statistique relative aux temps à la défaillance est détaillée dans la troisième partie de ce chapitre.

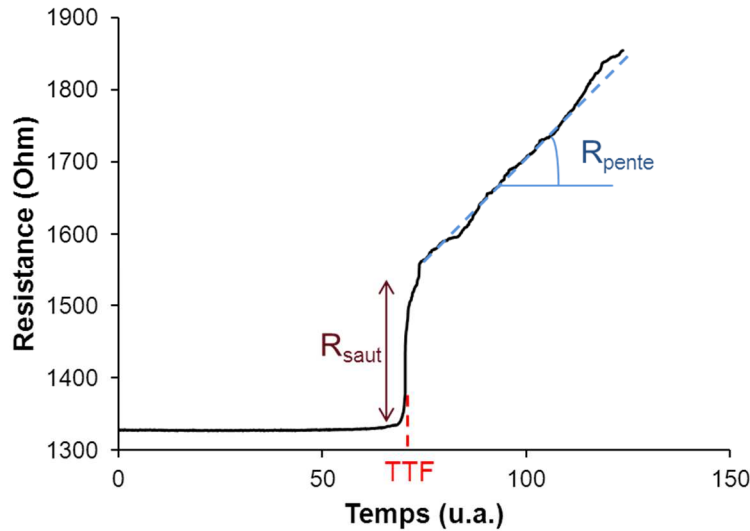


Figure III-6 : Identification des paramètres extraits de la courbe $R(t)$. (TTF , R_{saut} et R_{pente})

Sur la courbe $R(t)$ comme représenté par la figure III-6, on note les deux autres paramètres que sont R_{saut} , la résistance de la ligne au moment de son augmentation abrupte et R_{pente} qui exprime la vitesse de déplacement de la cavité formée. R_{saut} correspond à la première détection électrique de la cavité formée. Il s'exprime par la différence entre la résistance de la ligne au moment de la défaillance et sa résistance initiale :

$$R_{saut} = R(TTF) - R_{init} \quad (III-5)$$

Où $R(TTF)$ représente la résistance totale de la ligne au moment de la défaillance et R_{init} la résistance initiale de la ligne. Ces deux derniers peuvent être réécrits en fonction des caractéristiques de la ligne et de la cavité :

$$R(TTF) = \frac{\rho_{Cu}(L - l_c)}{A_{Cu}} + \frac{\rho_b l_c}{A_b} \quad (III-6)$$

⁷ TTF : Time to Failure

$$R_{init} = \frac{\rho_{Cu} L}{A_{Cu}} \quad (III-7)$$

Avec ρ_{Cu} , A_{Cu} , ρ_b et A_b la résistivité et la section de la ligne de cuivre et de la barrière de tantale respectivement. La longueur l_c quant à elle représente la longueur critique de la cavité au moment de la défaillance.

En combinant les équations (III-5), (III-6) et (III-7), et en considérant l'hypothèse justifiée que la longueur de la cavité est négligeable devant la longueur totale de la ligne, on obtient la nouvelle expression de R_{saut} :

$$R_{saut} = \frac{\rho_b l_c}{A_b} \quad (III-8)$$

Le coefficient directeur de la partie progressive, R_{pente} , représenté sur la figure (III-5) s'exprime par :

$$R_{pente} = \frac{\partial R(t)}{\partial t} = \left(\frac{\rho_b}{A_b} - \frac{\rho_{Cu}}{A_{Cu}} \right) \frac{\partial l_c}{\partial t} \quad (III-9)$$

Le terme $\frac{\partial l_c}{\partial t}$ n'est autre que la vitesse de déplacement v_d du cuivre. En remarquant que le rapport résistivité sur section de la barrière est environ 500 fois supérieur (cas d'une ligne de la technologie 40 nm) au même quotient dans le cas du cuivre, l'équation (III-9) se simplifie en :

$$R_{pente} = \frac{\rho_b v_d}{A_b} \quad (III-10)$$

Le paramètre extrait R_{pente} est directement proportionnel à la vitesse de croissance du front de la cavité et que nous assimilons à la vitesse de déplacement du cuivre v_d .

2.3. Extraction des paramètres d'analyse

Les paramètres de la courbe $R(t)$ sont extraits automatiquement grâce à une routine développée au sein de l'équipe. Durant tout le processus d'acquisition des données ; depuis la mesure au sein des étuves jusqu'à l'analyse des données, un certain nombre d'erreurs de mesures peuvent apparaître et, il est important de les avoir en mémoire.

La principale source d'erreur provient de l'analyse des courbes $R(t)$. L'acquisition de tous les paramètres de la courbe $R(t)$ réside dans les hypothèses évoquées précédemment à savoir que la

cavité considérée occupe toute la section de la ligne et croît sans changement de forme. Dans un certain nombre de cas, la cavité se forme juste en dessous du via au niveau de la cathode. Le saut en résistance a alors une valeur très élevée. La courbe $R(t)$ se résume le plus souvent dans ce cas à un plateau et à une augmentation abrupte de résistance comme représenté sur la figure III-7.

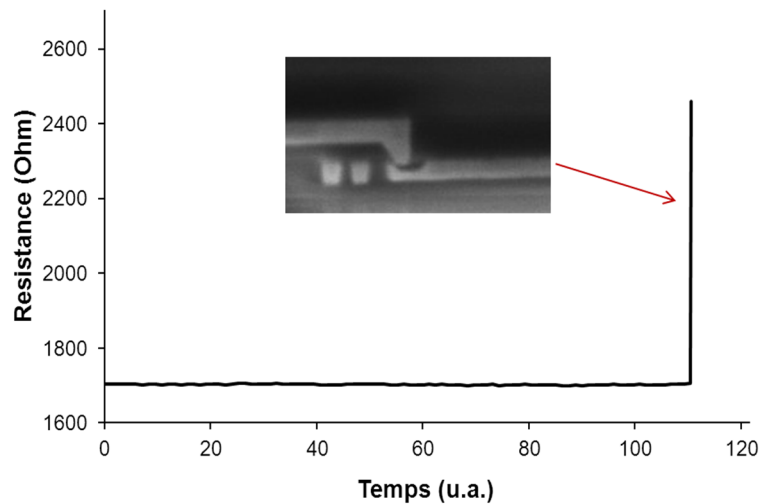


Figure III-7 : (MEB) Exemple d'une ligne de cuivre avec cavité sous le via et sa courbe $R(t)$

L'autre biais qui peut être apporté à l'analyse $R(t)$ est la forme de la cavité qui se forme dans la ligne au cours du test d'électromigration. L'hypothèse de cavité rectangulaire n'est pas toujours vérifiée dans la réalité. La figure III-8 montre un exemple de cavité facettée qui illustre la variété de formes qui peuvent être rencontrées dans chacune des lignes testées.

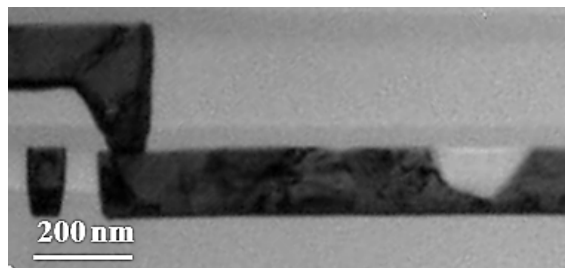


Figure III-8 : Exemple d'une cavité d'aspect circulaire dans une ligne de cuivre après un test d'électromigration

3. Analyse statistique des temps à la défaillance (TTF)

La finalité des tests de vieillissement accélérés est de prédire la durée de vie des interconnexions en conditions normales de fonctionnement. Les durées de vie en fonctionnement sont obtenues en extrapolant les temps à la défaillance (TTF) issus des tests électriques suivant le modèle de Black défini au chapitre II.

Dans le contexte industriel, les tests sont réalisés sur un échantillonnage limité. Cependant, les circuits comportent un nombre beaucoup plus important de lignes. Les données obtenues en test sont donc non seulement extrapolées suivant le modèle d'accélération de Black mais elles le sont aussi aux faibles pourcentages caractéristiques d'un nombre important de lignes. A titre d'exemple, le taux de probabilité de défaillances cumulées de 0, 1% est utilisé par certains industriels pour évaluer les différents stades de maturité des procédés qui permettent ensuite de garantir à leurs clients une durée de vie minimale des interconnexions sur des produits donnés. De cela découle de façon évidente l'importance de la connaissance de la loi de probabilité suivie par les TTF.

Ce paragraphe est donc consacré au détail de l'analyse des temps à la défaillance issus des tests d'électromigration. Nous présentons les caractéristiques de la loi lognormale que suit les TTF dans une première partie. Par la suite, nous détaillons l'analyse des distributions des TTF avant de présenter la méthode d'extrapolation aux conditions réelles de fonctionnement.

3.1. Rappels

La base de l'analyse statistique des durées de vie réside dans la fonction densité de probabilité. Dans les distributions continues, la densité de probabilité d'une variable X se définit comme la vraisemblance que la valeur de X soit comprise entre deux valeurs a et b avec $a \leq b$. Cette vraisemblance peut être représentée par une fonction $f(x)$.

$$P(a \leq X \leq b) = \int_a^b f(x)dx, \text{ avec } f(x) \geq 0 \text{ pour tout } x \quad (\text{III-11})$$

Graphiquement, cette probabilité est représentée par l'aire sous la courbe représentant $f(x)$. L'exemple représenté par la figure III-9 montre la densité de probabilité $f(x)$ dans le cas d'une distribution normale. La zone hachurée correspond à la probabilité que la variable X prenne sa valeur dans l'intervalle $[a, b]$.

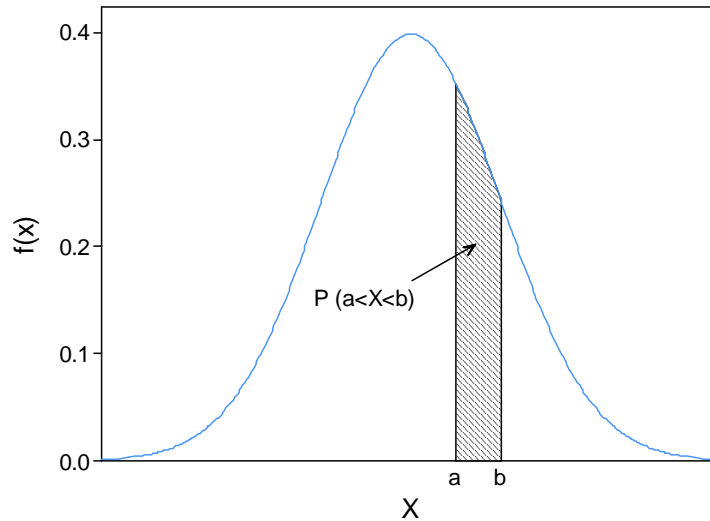


Figure III-9 : Représentation graphique de la densité de probabilité pour une loi normale

La deuxième notion importante de notre analyse statistique concerne la densité de probabilité cumulée. Elle définit la probabilité que la valeur de X soit au maximum égale à M . On peut l'exprimer à partir de la fonction densité de probabilité suivant la relation :

$$CDF(x) = P(X \leq M) = \int_{-\infty}^M f(x)dx \quad (III-12)$$

En fiabilité, la fonction $CDF(x)$ ⁸ représente la probabilité qu'une défaillance ait lieu avant un temps donné.

3.2. Distribution lognormale et temps à la défaillance

On dit qu'une variable aléatoire X suit une loi lognormale si le logarithme de X suit une loi normale. Les temps à la défaillance issus de tests d'électromigration sont censés suivre une distribution lognormale. Deux raisons principales sont invoquées pour justifier la distribution lognormale des temps à la défaillance :

- Une meilleure modélisation des données expérimentales est obtenue avec la loi lognormale en comparaison aux autres lois de distribution.
- Les tailles de grains dans une ligne de cuivre suivent une loi lognormale [68]. La défaillance résultant de la consommation d'un ou plusieurs grains dans une ligne, les temps à la défaillance correspondants suivent aussi une loi lognormale [69]. Enfin, récemment, Hauschildt a montré que la distribution des volumes de cavités qui rendent compte de la défaillance des lignes suivait une loi lognormale [55].

⁸ CDF : Cumulative Distribution Function

La densité de probabilité $f(TTF)$ de la distribution des temps à la défaillance est donnée par la relation suivante :

$$f(TTF) = \frac{1}{TTF} \cdot \frac{1}{\sigma\sqrt{2\pi}} \cdot \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{\ln(TTF) - \ln(MTF)}{\sigma}\right)^2\right) \quad (III-13)$$

Avec MTF le temps médian à la défaillance⁹ et σ l'écart-type. Ces deux paramètres sont caractéristiques de la distribution lognormale. Sur la figure (III-10) est représentée la probabilité cumulée d'une distribution lognormale.

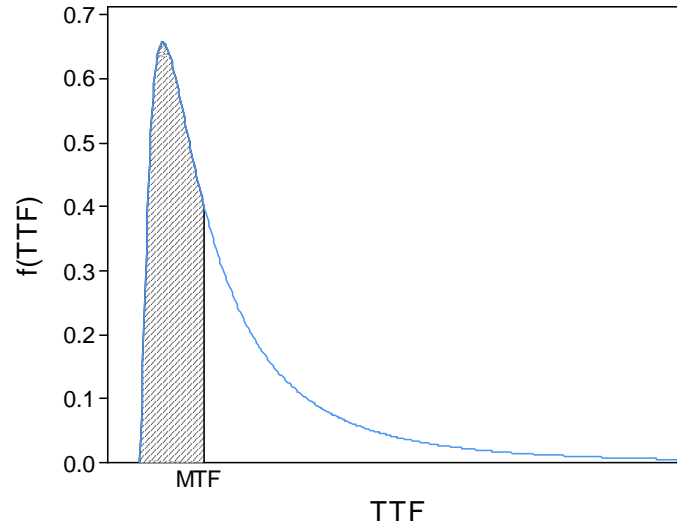


Figure III-10 : Représentation de la densité de probabilité cumulée pour une distribution lognormale

En intégrant l'équation (III-13), on obtient la probabilité cumulée donnée par l'expression :

$$CDF(TTF) = \int_0^{TTF} f(t)dt = \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \operatorname{erf}\left(\frac{\ln(TTF) - \ln(MTF)}{\sigma\sqrt{2}}\right) \quad (III-14)$$

Un exemple de représentation de cette fonction est donné par la figure (III-11).

⁹ MTF : Median time to failure

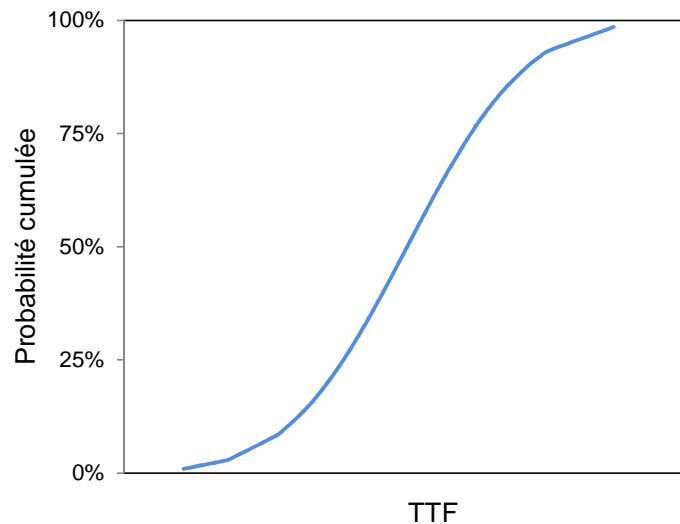


Figure III-11 : Exemple de représentation graphique de la probabilité cumulée d'une distribution lognormale

Dans un souci de clarté et de simplification de l'analyse des distributions, nous utiliserons par la suite la représentation de « Henry » pour la probabilité cumulée. Dans cette représentation, la probabilité cumulée d'une distribution normale est une droite. La lecture de l'écart type σ de la distribution et du temps à la défaillance (MTF) y est donc plus aisée. La loi de distribution des temps à la défaillance étant lognormale, on va utiliser la variable centrée réduite z telle que $z = \frac{\ln(TTF) - \ln(MTF)}{\sigma}$ pour se ramener à une loi normale. On place ensuite en abscisses les différents TTF et en ordonnées les valeurs de z correspondantes (qui sont normalisées par rapport à l'écart-type σ). Sur la figure III-12 est donné un exemple de représentation de Henry pour une distribution de temps à la défaillance.

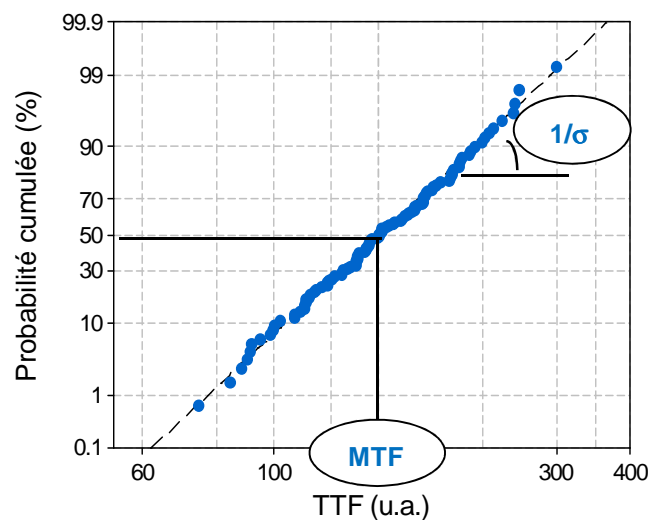


Figure III-12 : Exemple d'une distribution de TTF en représentation de Henry

Les tests que nous effectuons sont réalisés sur un nombre fini d'échantillons. La distribution des TTF que nous obtenons ainsi que son écart-type ne sont donc en réalité que des estimations. En effet, pour une condition de test réalisée plusieurs fois sur des populations d'échantillons semblables, on obtiendra des paramètres de distributions légèrement différents. C'est pour quantifier ces écarts que sont utilisés les intervalles de confiance. Ces intervalles peuvent être obtenus par calcul. Dans notre étude, les intervalles de confiance sont directement obtenus à partir du logiciel commercial de traitement statistique que nous utilisons (Figure III-13).

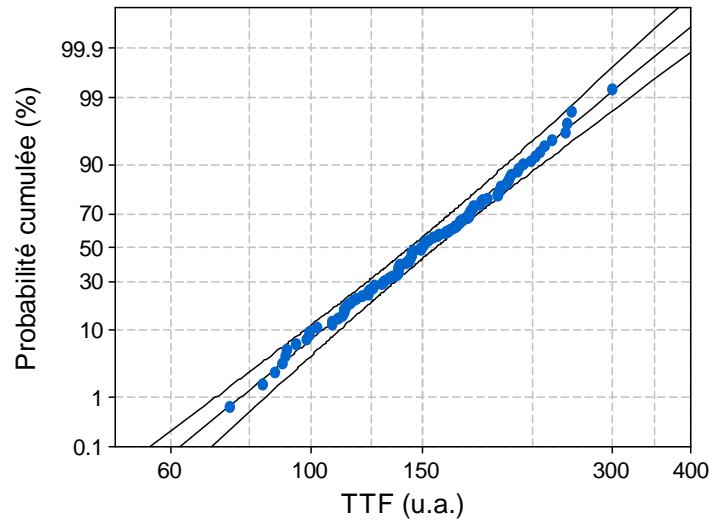


Figure III-13 : Exemple d'une distribution TTF ajustée par une loi lognormale avec des intervalles de confiance à 90%

L'élargissement de l'intervalle de confiance observé aux extrémités de la distribution rend compte de l'augmentation de l'incertitude dans les estimations de MTF et σ car on s'éloigne de plus en plus du cœur de la distribution.

Les paramètres R_{saut} et R_{pente} issus des courbes $R(t)$ feront l'objet de la même manière que les TTF d'une analyse statistique. Les valeurs de R_{saut} et R_{pente} obtenues expérimentalement montrent un bon ajustement avec la loi lognormale [70].

4. Extrapolation aux conditions d'opération

La connaissance de la loi de distribution des TTF nous permettra de déterminer les durées de vie aux faibles taux de défaillance. Cependant pour connaître la durée de vie des lignes en conditions d'opération, il est nécessaire de connaître le modèle d'accélération de la dégradation. La loi semi-empirique établie par Black permet de réaliser cette opération. Elle relie le temps médian d'une population d'échantillons aux paramètres d'accélération que sont la densité de courant et la température :

$$MTF = A j^{-n} \exp\left(\frac{E_a}{kT}\right) \quad (\text{III-15})$$

Dans l'équation précédente et, comme indiqué au chapitre II, les différents chemins de diffusion identifiés dans une interconnexion contribuant simultanément au déplacement de matière, l'énergie d'activation déterminée est une valeur apparente. Elle correspond à la barrière énergétique à franchir pour la formation de la microcavité dans l'interconnexion.

L'exposant de densité de courant n rend compte de l'accélération du phénomène en courant et A est un paramètre lié à la microstructure. E_a et n sont appelés les paramètres de Black.

Le modèle d'accélération et la loi de probabilité des temps à la défaillance étant connus, on peut établir la relation d'extrapolation aux conditions d'opération :

$$MTF_{op} = MTF_{test} \cdot \left(\frac{j_{test}}{j_{op}}\right)^n \exp\left[\frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_{op}} - \frac{1}{T_{test}}\right) + \sigma \cdot N_\sigma\right] \quad (\text{III-16})$$

T_{op} , j_{op} , T_{test} et j_{test} représentent respectivement la température et la densité de courant en conditions d'opération et en conditions de test. Le paramètre N_σ désigne la probabilité cumulée rapportée à un nombre d'écart-type (une valeur de N_σ de -3,09 en échelle de Henry correspond par exemple à un taux de 0,1%).

D'après l'équation (III-16), la durée de vie à un taux de défaillance donné dépend fortement de l'écart-type. Ainsi comme le montre l'exemple de la figure III-15, une distribution avec un MTF faible et un petit écart-type peut être plus fiable qu'une distribution ayant un écart-type élevé et un MTF plus important (figure III-15). Ceci est d'autant plus vrai que l'on se trouve à faible taux de défaillance (faible probabilité cumulée).

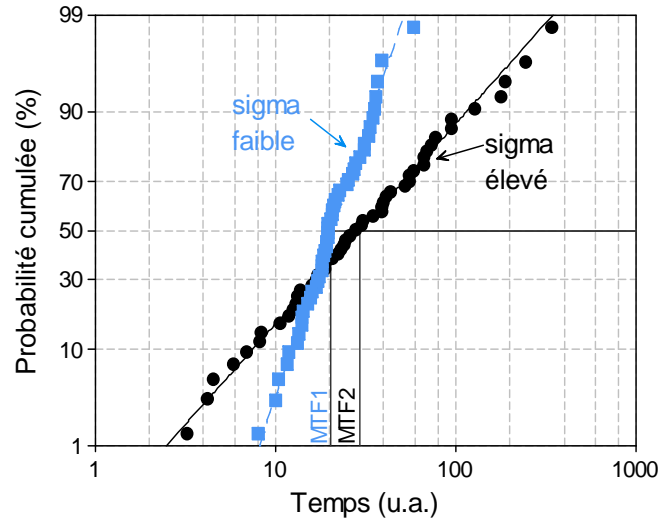


Figure III-14 : Effet de l'écart-type sur l'extrapolation aux faibles taux de défaillance

L'écart-type est fortement dépendant du procédé de fabrication. L'un des objectifs au cours de la qualification d'un procédé est de réduire à sa plus petite valeur possible l'écart-type. Ceci passe par la stabilisation du procédé de fabrication pour lequel on augmente la répétabilité en réduisant la dispersion au sein d'une même plaque de silicium et entre différentes plaques de silicium du même lot.

En plus de l'effet de l'écart-type, l'expression (III-16) montre que la précision de l'extrapolation va dépendre de la précision sur les paramètres de Black. En général on détermine expérimentalement E_a et n en réalisant des tests d'électromigration pour différentes valeurs de courant et de température. L'extraction de l'énergie d'activation et de l'exposant de densité de courant se fera à partir de l'équation de Black linéarisée :

$$\ln(MTF) = \ln A - n \ln j + \frac{E_a}{kT} \quad (\text{III-17})$$

En pratique, cela consiste à réaliser une série de tests à différentes températures en maintenant fixe la densité de courant pour obtenir E_a . En traçant sur une échelle logarithmique suivant la relation (III-17) les temps médians de défaillances pour chaque température en fonction de $1/kT$, le coefficient directeur obtenu nous donne la valeur de l'énergie d'activation E_a . Pour déterminer la valeur de n , on répète une opération similaire en effectuant des tests à différentes densités de courant et en maintenant fixe la température.

Il est indispensable d'utiliser un nombre élevé d'échantillons pour augmenter la précision sur les paramètres de Black. De même que la réalisation de plusieurs températures et densités de courant ainsi qu'un écart significatif entre chacune des conditions augmentent la précision sur la détermination des paramètres de Black. En guise d'exemple, pour la détermination de l'énergie

d'activation, nous avons utilisé à chaque fois au moins 3 conditions de températures espacées entre elles d'un minimum de 40°C.

Il existe une approche supplémentaire qui permet de déterminer les paramètres de Black que nous avons utilisé. Celle-ci repose sur la valeur médiane des R_{pente} issue de l'analyse des courbes $R(t)$ [46]. Nous avons vu précédemment que le paramètre R_{pente} est proportionnel à la vitesse de déplacement du cuivre dans l'interconnexion (cf. paragraphe 2.2, équation III-10). De même nous avons vu que le temps de formation de la microcavité est négligeable par rapport au temps à la défaillance étant donné que la défaillance de la ligne est régie par la croissance de la microcavité jusqu'à la détection d'une augmentation abrupte de la résistance électrique de la ligne. Ainsi, le temps à la défaillance est inversement proportionnel à v_d et par conséquent à R_{pente} . Expérimentalement, dans le cas de la détermination de l' E_a , l'approche consiste comme le montre la figure III-15 à modifier la température de test pendant la phase progressive de la courbe $R(t)$.

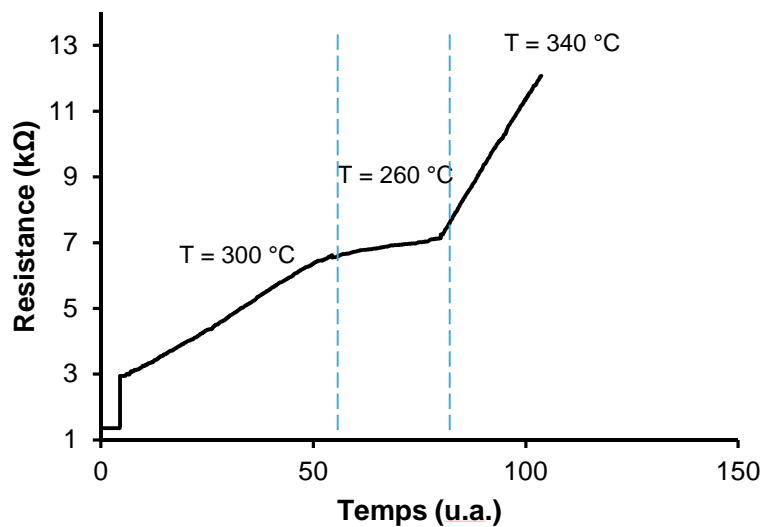


Figure III-15 : Domaines de température et évolution de R_{pente} pour l'extraction d' E_a par la méthode des pentes

On applique ce changement de conditions d'accélération en gardant en mémoire les mêmes précautions que pour une détermination classique. On choisit au moins 3 températures suffisamment éloignées pour réaliser l'opération. Cette méthode possède l'avantage d'utiliser moins d'échantillons que la méthode usuelle. En effet, un seul échantillon testé permet d'avoir les données sur l'ensemble des températures appliquées. Les valeurs de paramètres de Black déterminées à partir de cette méthode sont en accord avec celles obtenues à partir des temps médians[71][72].

5. Synthèse

Nous avons consacré ce chapitre à la description de la méthode de caractérisation électrique de l'électromigration. La structure de test standard utilisée pour évaluer la fiabilité des interconnexions a été présentée dans le détail. Nous avons par la suite décrit le test en boîtier qui permet de déterminer le temps à la défaillance (TTF) d'une interconnexion et aussi d'extraire les paramètres de Black. Ces derniers sont indispensables pour pouvoir prédire la durée de vie des lignes testées dans des conditions normales de fonctionnement. L'extrapolation aux conditions réelles de fonctionnement du circuit dépend aussi de la loi de distribution que suivent les TTF. C'est ainsi que les caractéristiques de la loi lognormale relative aux TTF ont été présentées ; de même que nous avons précisé les bases du traitement statistique qui sera appliqué dans les chapitres suivants. Du test en boîtier découle l'analyse de la courbe d'évolution de résistance $R(t)$ d'une ligne de test. En plus du temps à la défaillance, nous avons défini la résistance de saut au moment de la défaillance (R_{saut}) ainsi que la pente de la courbe de résistance (R_{pente}) après formation de la cavité. Ces paramètres seront des outils supplémentaires dans la compréhension de la cinétique de dégradation par électromigration et pour l'évaluation des performances des lignes de cuivre.

Chapitre IV : Optimisation des performances des lignes de cuivre

La formation d'une cavité dans une ligne métallique entraîne une augmentation de sa résistance électrique. Cela se traduit dans un circuit par une augmentation du délai de transmission du signal entre ses différentes composantes. Afin de réduire ce délai et ainsi d'améliorer les performances du circuit, des interconnexions robustes à la dégradation par électromigration sont nécessaires. En d'autres termes, il est indispensable d'augmenter la durée de vie des interconnexions en y retardant la formation de cavités. Le présent chapitre s'intéresse donc aux facteurs d'amélioration de performance des lignes de cuivre. On s'attachera principalement à la réduction de la vitesse de diffusion du cuivre qui est la cause de formation de la cavité. Dans un premier temps, nous détaillons ainsi un effet de transition de microstructure conduisant à une augmentation de durée de vie des interconnexions. A travers celui-ci, nous mettons pour la première fois en évidence un nouvel effet de type Blech. Nous portons ensuite notre attention sur l'impact des dopants aluminium et manganèse dans les lignes de cuivre. Nous nous intéressons particulièrement aux mécanismes de diffusion impliquant ces dopants et conduisant à une amélioration de la performance des lignes. Le terme dopant se rapporte à l'amélioration des performances en électromigration apportée par l'ajout de ces atomes. Le dernier aspect du chapitre porte quant à lui sur la notion de guérison d'une cavité, étudiée à l'aide de tests bidirectionnels. Au-delà de l'aspect d'amélioration de performances, les différents résultats discutés dans ce chapitre nous permettent une meilleure compréhension des mécanismes de formation de cavités dans les lignes de cuivre.

1. Effet d'une transition de microstructure

1.1. Description des structures de test

La fiabilité des interconnexions est communément évaluée sur des lignes de largeur constante de type NIST (Chapitre 3, §1.1). Dans les circuits réels cependant, diverses configurations peuvent être rencontrées ; c'est le cas notamment des lignes présentant des variations de largeur. Nous étudions ici le cas particulier de lignes dont la largeur au voisinage de la cathode est réduite.

Nous disposons des structures de test NTW¹⁰ et CW¹¹ qui nous permettent d'évaluer ce type de configurations :

- La structure NTW présente une variation de largeur d'une partie fine se situant à la cathode vers une partie plus large à une certaine distance définie du via.
- La structure CW nous sert de référence car elle possède une largeur constante ; c'est une structure de type NIST tel que décrite dans le chapitre 3.

Sur la figure IV-1 sont reportées les principales caractéristiques géométriques de ces structures ainsi que leur description schématique.

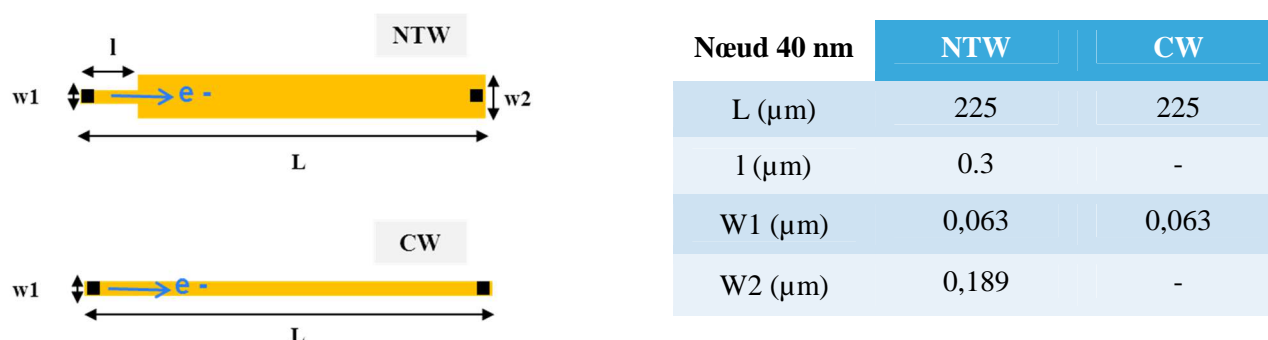


Figure IV-1 : (Gauche) Représentation schématique en vue de dessus de la structure NTW et de la structure de référence CW. (Droite) Caractéristiques géométriques des échantillons testés NTW et CW

Pour tous les échantillons considérés dans cette étude, la largeur W1 du segment étroit correspond à la largeur minimale d'une ligne de la technologie 40 nm. La ligne CW et le segment étroit de la ligne NTW sont de largeur identique W1. Ainsi, pour un courant de test donné, la densité de courant est la même dans ces deux structures dans la zone de largeur W1. Or cette dernière se trouve à la cathode de la structure NTW. Sachant que la cathode est la zone de formation de la cavité (Chapitre 2, § 3.3), on s'attend donc à priori à des performances identiques des deux types de structures. Un courant de 0,78 mA est appliqué aux échantillons et ceux-ci sont portés à une température de 300°C. Les TTF sont enregistrés au moment de l'augmentation abrupte de résistance qui marque le moment où la cavité en cours de croissance finit par occuper toute la section de la ligne (Chapitre 3, § 2.2).

1.2. Analyse des durées de vie

En comparant les distributions de temps à la défaillance des structures NTW et CW respectivement, on constate des résultats très différents. Notamment, une forte amélioration de durée de vie est observée pour la structure NTW (figure IV-2).

¹⁰ NTW : Narrow-to-wide width

¹¹ CW : Constant width

La première hypothèse que l'on avance naturellement pour expliquer cette amélioration se rapporte au lieu de formation de la cavité. Considérant la structure NTW en effet, si les cavités se forment dans le segment élargi, des durées de vie plus importantes que dans le segment étroit seront enregistrées. Ceci s'explique par le fait que pour une cavité s'initiant dans le segment large, une quantité de cuivre plus importante doit être déplacée afin que la cavité croisse jusqu'à atteindre la barrière de tantale ; synonyme de défaillance de la ligne. La durée de formation de la cavité depuis l'interface diélectrique jusqu'à la barrière de tantale est donc plus grande que dans le cas d'une ligne étroite ; d'où les TTF plus élevés.

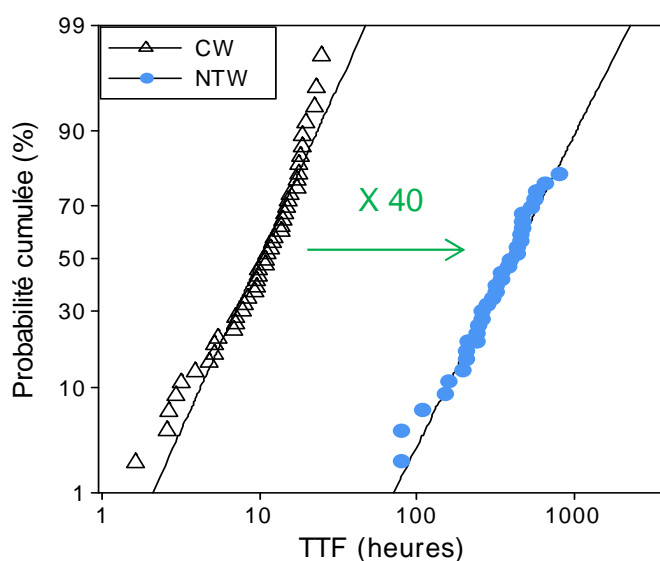


Figure IV-2 : Comparaison des distributions TTF des structures NTW et CW. La structure NTW présente une forte amélioration de durée de vie

Afin de vérifier cette hypothèse, nous avons effectué des analyses au MEB sur des échantillons NTW à l'issue du test d'électromigration. Force est de constater que contrairement à l'explication apportée, la cavité entraînant la défaillance de la ligne se situe dans le segment étroit à la cathode (figure IV-3).

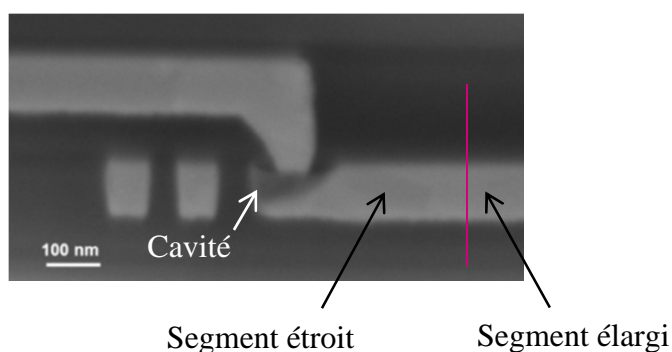


Figure IV-3 : (MEB) Coupe longitudinale d'une interconnexion de type NTW après test d'électromigration et présentant une cavité à la cathode

La précédente observation nous amène à nous interroger de nouveau sur les raisons de l'amélioration des durées de vie avec les structures de type NTW. Bien que la densité de courant soit la même dans la zone de formation de la cavité des structures NTW et CW, les distributions de TTF qui en sont issues ne sont pas superposées. Nous en déduisons que les TTF élevés pour la structure NTW résultent d'une réduction de la vitesse de formation de la cavité. Ceci est confirmé par l'analyse des distributions de vitesses de déplacement des cavités V_d dans les deux structures (figure IV-4). Pour rappel, les valeurs de V_d considérées ici correspondent aux pentes des courbes $R(t)$ obtenues après le test d'électromigration [34]. Nous les assimilons aux vitesses de déplacement des atomes de cuivre dans chaque ligne testée.

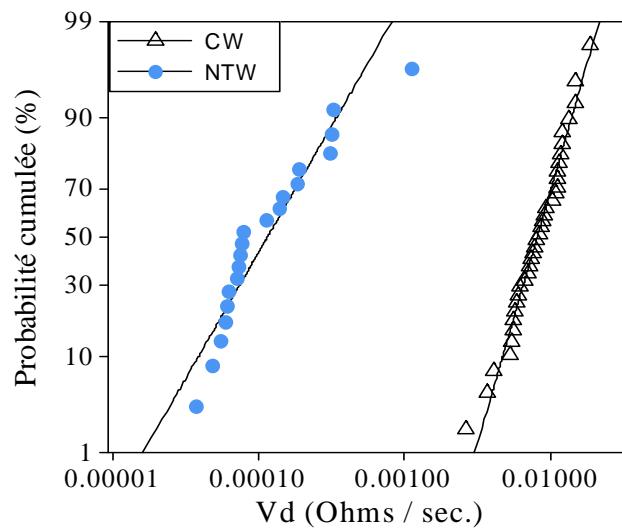


Figure IV-4 : La réduction de la vitesse de déplacement de la cavité (V_d) explique l'amélioration des performances avec la structure NTW

Cet effet d'amélioration de robustesse à la faveur d'une variation de largeur semble dépendre à la fois de la longueur du segment étroit et du ratio de largeur entre le segment étroit et le segment élargi. Nous avons conduit la même analyse de durée de vie sur des structures similaires de la technologie 55 nm. Elles présentent des caractéristiques géométriques légèrement différentes. Le segment étroit a une longueur d'environ $1,8 \mu\text{m}$ et le ratio de largeurs est égal à 2 alors qu'il était de trois précédemment. L'amélioration de performance, toujours présente, est toutefois nettement moins importante que dans le cas précédent (figure IV-5). Notons que les recettes de fabrication, différentes dans les technologies 40 nm et 55 nm peuvent expliquer en plus des variations géométriques que l'on n'obtienne pas le même écart de performance. De même, l'analyse des pentes des courbes $R(t)$ confirme que l'amélioration provient d'une durée plus longue de formation de la cavité.

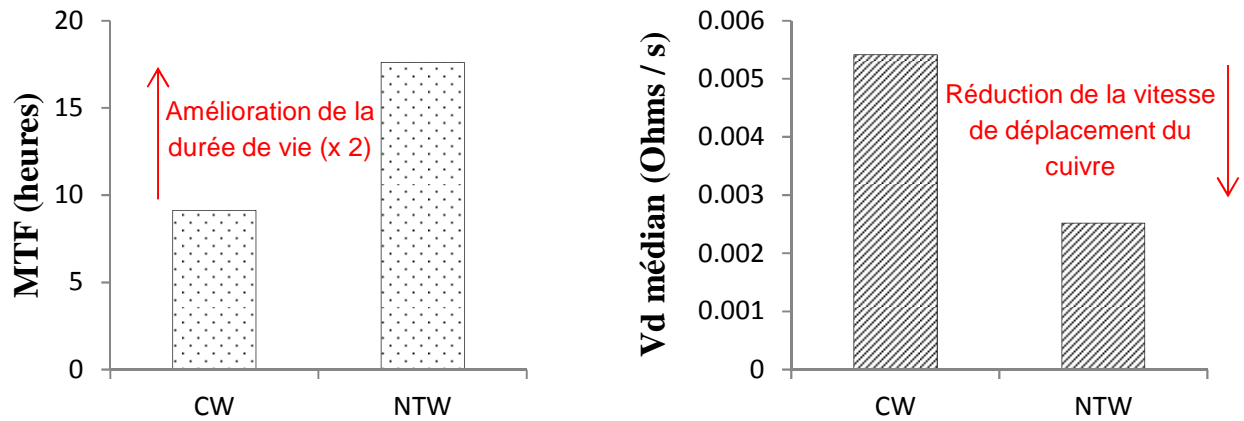


Figure IV-5 : Comparaison des performances CW vs. NTW en technologie 55 nm. L'écart de performances lié à la réduction de V_d est toujours visible

Il ressort de ces observations que sous l'effet d'une même densité de courant, la formation de la cavité est détectée plus rapidement dans le cas de la structure CW. Dans cette dernière, à un instant t donné, le déplacement net d'atomes est plus important que dans la structure NTW. Or, les cavités se forment dans la même zone de largeur $W1$ dans les deux types de structures qui présentent des performances différentes. Le segment élargi de la structure NTW semble donc influencer significativement sur la formation de la cavité dans la partie étroite. A la lumière de certains travaux menés sur des structures similaires dans le cas de l'aluminium, une différence de profil microstructural pourrait être à l'origine de ces observations [24]. Pour les technologies considérées dans cette étude en effet, une ligne étroite présente un profil polycristallin alors qu'une ligne plus large présente de gros grains qui s'étendent sur toute l'épaisseur de la ligne (grains de type bambou) [73] (figure IV-6). Cette évolution de la microstructure en fonction de la largeur est due au recuit de recristallisation juste avant le polissage mécano-chimique et après l'étape de dépôt électrolytique (ECD) du cuivre. Galand[73], sur la base des travaux de Carreau[74] et d'autres auteurs[75][53] explique ce phénomène par le fait qu'au moment du recuit, la croissance des grains qui s'initie dans la surépaisseur de cuivre va s'étendre dans les lignes plus larges jusqu'au fond de la tranchée, ce qui conduit à la présence de gros grains. Pour les lignes plus étroites par contre, compte tenu de leurs dimensions, les grains en croissance dans la surépaisseur ont plus de mal à s'étendre dans la ligne. On conserve ainsi pour ces dernières des grains relativement plus petits.

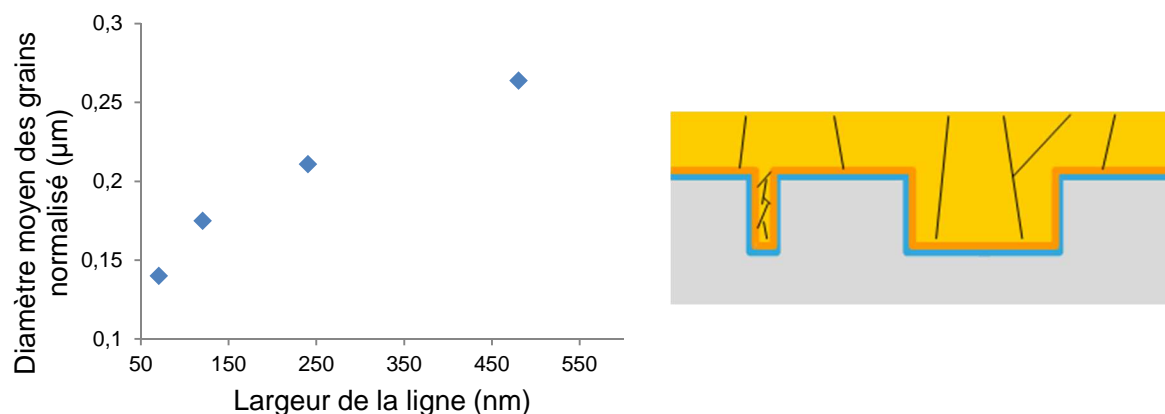


Figure IV-6 : (Gauche) Evolution du diamètre moyen des grains en fonction de la largeur de ligne (extrait de [73]). (Droite) Description schématique de la croissance des gains dans les lignes larges et étroites pendant l'étape de recuit [74]

Dans une ligne CW ainsi, durant leur déplacement, les atomes rencontrent la même microstructure polycristalline avec une forte densité de joints de grains. Dans le cas d'une ligne NTW par contre, on passe d'un profil polycristallin dans le segment étroit à une microstructure de type bambou où la densité de joints de grains est faible. Ceci est illustré par la figure IV-7 qui représente le profil microstructural d'une structure NTW du nœud 55 nm. De plus, les joints de grains dans le segment élargi sont dirigés quasi-perpendiculairement au déplacement longitudinal des atomes de cuivre.

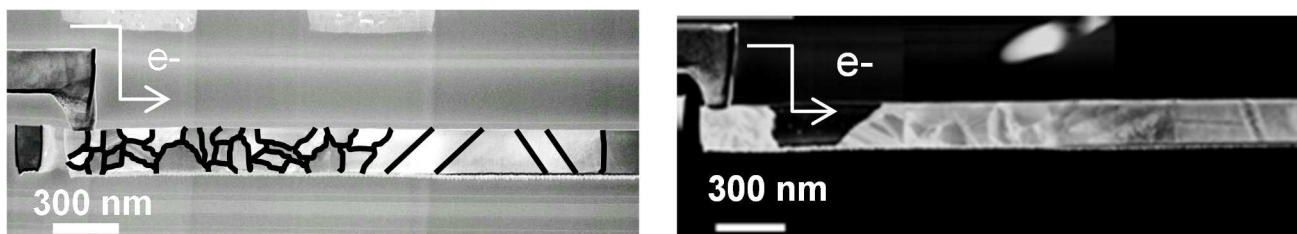


Figure IV-7 : (TEM) Exemple de profil microstructural de la structure NTW. (Gauche) Echantillon non testé et pour lequel les joints grains ont été surlignés. (Droite) Echantillon après test d'électromigration et pour lequel la cavité est présente

Il semble donc que les atomes de cuivre arrivant de la région polycristalline soient ralentis par les grains de type bambou présents dans le segment élargi. Cela conduit à une accumulation d'atomes au niveau de la zone de transition des microstructures. Il s'établit alors un gradient de concentration entre cette transition microstructurale où il y a accumulation des atomes et la cathode d'où partent les atomes. De façon analogue à l'effet Blech, les atomes accumulés vont tendre à revenir vers la cathode ; s'opposant ainsi au flux d'électromigration (Chapitre 2, § 3.2) [16][76]. Nous qualifions ce nouvel effet mis en évidence d'**effet Blech local**. Contrairement à l'effet Blech standard où la zone d'accumulation est une frontière bloquante (l'extrémité de la ligne), ici, il y a continuité du flux de matière dans la zone de transition microstructurale. Cet effet est engendré par une différence

microstructurale entre les zones polycristalline et bambou et influencé par leurs dimensions. En effet, les résultats montrent une amélioration plus importante de la durée de vie avec la structure NTW de la technologie 40 nm. Cette dernière possède un segment étroit plus court que dans le cas de la ligne NTW du nœud 55 nm et, le ratio des largeurs des segments étroit et élargi est plus important. Nous récapitulons ces différents éléments dans le tableau IV-1.

	Nœud 40 nm	Nœud 55 nm
Longueur du segment étroit (μm)	0,3	1,8
Ratio des largeurs W2/W1	3	2
Amélioration de durée de vie NTW vs. CW	x 40	x 2

Tableau IV-1 : Récapitulatif des principales caractéristiques des lignes NTW et des améliorations de durées de vie

Notons que pour des structures présentant la variation de largeur inverse, Hau-Riege[77] observe un comportement différent. Dans ce cas, la ligne standard avec une largeur constante permet d'obtenir une meilleure durée de vie qu'une ligne avec transition de largeur (segment large vers segment fin). Afin de compléter notre étude, nous avons déterminé l'énergie d'activation E_a du phénomène d'électromigration dans les structures CW et NTW respectivement (figure IV-8). Les énergies d'activation ont été extraites à partir des échantillons du nœud 55 nm. Nous avons pour cela utilisé la méthode des pentes telle que décrite dans le chapitre 3 (§ 4). Pour rappel, celle-ci consiste à changer la température de test pendant la phase d'augmentation progressive de la résistance électrique. La raison de ce choix se justifie par le fait que la méthode des pentes rend compte des vitesses de déplacement des fronts de cavités et, que dans le cas présent, ce sont ces vitesses qui expliquent les performances observées. Nous avons considéré trois températures : 260°C, 300°C et 340°C. Dans le cas de la ligne CW, la valeur de l'énergie d'activation correspond à celle généralement admise pour les lignes de cuivre [72]. Nous considérons significative la variation de 0,11 eV observée pour la structure NTW. Cette différence rend compte de l'activation de chemins de diffusion différents lors de la formation de la cavité entre les deux structures. Elle semble ainsi confirmer un effet de densité de joints de grains sur la formation de la cavité dans la ligne de cuivre.

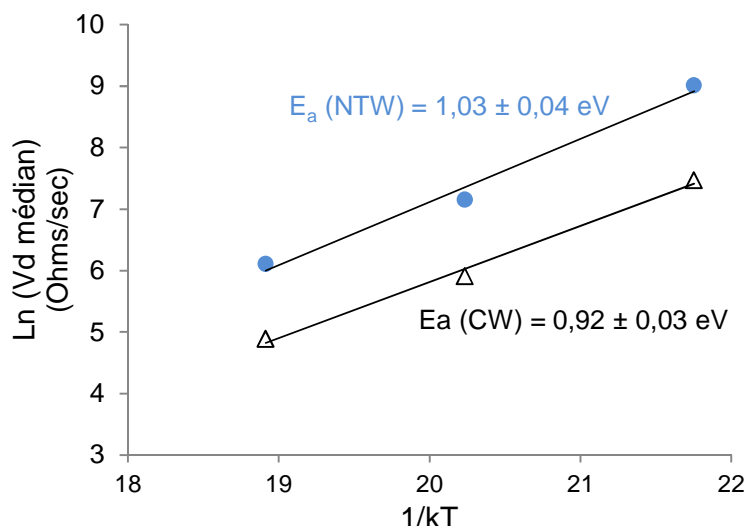


Figure IV-8 : Energies d'activation du phénomène d'électromigration (E_a) pour les structures NTW et CW. La valeur d' E_a plus élevée pour la structure NTW est en accord avec les résultats obtenus pour les distributions de durées de vie et V_d

Grâce à l'établissement d'un gradient de concentration entre les zones polycristalline et bambou de la structure NTW, la diffusion des atomes de cuivre est réduite; retardant ainsi la croissance de la cavité dans la ligne. La conséquence immédiate est une amélioration des durées de vie observées sur ce type de structure. Nous avons engendré cette variation de microstructure grâce à une différence de largeur au sein d'une même ligne de test. Pour les structures de type CW, un procédé pour lequel on serait capable de faire varier localement et de manière contrôlée la microstructure permettrait ainsi d'améliorer les performances des lignes [24]. En attendant la mise en place d'un tel procédé, l'attention est portée sur la chimie de la ligne de cuivre afin d'améliorer les performances vis-à-vis de l'électromigration.

2. Impact des dopants Al et Mn dans les lignes de cuivre

La durée de vie des interconnexions est environ réduite de moitié à chaque passage vers un nouveau nœud technologique et pour une même densité de courant [78]. En effet, compte tenu de la miniaturisation, une quantité plus faible de cuivre déplacé est nécessaire pour former la cavité dans une interconnexion. A cela s'ajoute la difficulté croissante de remplir des motifs toujours plus petits à chaque nœud technologique. L'amélioration des performances des lignes de cuivre passe donc par une optimisation des procédés de fabrication. C'est dans ce même contexte qu'il y a une quinzaine d'années, l'aluminium a été remplacé par le cuivre comme principal matériau constitutif des interconnexions. Le choix a été motivé par la bonne tenue du cuivre à l'électromigration et sa meilleure conductivité par rapport à l'aluminium. Ce passage s'est accompagné d'une modification importante du procédé de fabrication des lignes ; le procédé double damascène (Chapitre 1, §2.3).

Dans les nœuds technologiques avancés, la marge obtenue avec le cuivre pur, n'est plus suffisante pour satisfaire les spécifications de durée de vie des lignes aux conditions réelles de fonctionnement. Afin d'augmenter leur durée de vie, les ingénieurs se sont intéressés à la chimie des lignes de cuivre. Dans ces dernières, l'interface diélectrique (Cu/SiCN) a été identifiée comme le chemin de diffusion dominant [25][26][79]. De nombreuses études se concentrent ainsi sur l'amélioration de cette interface avec pour objectif de réduire la diffusion du cuivre. C'est le cas par exemple du dépôt d'une couche de cobalt ou de CoWP à cette interface [49][80][81]. Ces solutions d'encapsulation impliquent la prise en compte d'étapes supplémentaires dans le procédé de fabrication des lignes. Industriellement, cela représente un inconvénient indéniable compte tenu des coûts engendrés par les matériaux et équipements additionnels, nécessaires à la réalisation de ces étapes supplémentaires. Nous ne traiterons pas de ces solutions d'encapsulation ici. D'autres travaux s'intéressent à la modification de la chimie de la ligne de cuivre. L'ajout de dopants dans la couche d'accroche de cuivre est particulièrement étudié. C'est sur ce type d'amélioration qu'est basé le travail présenté dans cette section. Nous nous focalisons particulièrement sur les cas de l'aluminium et du manganèse. Ces derniers étant les matériaux actuellement employés dans l'industrie microélectronique comme dopants dans les lignes de cuivre. Bien que d'autres matériaux aient été étudiés [82][83], la raison de ce choix réside dans le fait que l'aluminium et le manganèse présentent les meilleures performances en termes de durée de vie et aussi une plus grande facilité d'intégration que les solutions d'encapsulation CoWP [84][85]. Au-delà de l'analyse des durées de vie des lignes contenant ces dopants, nous essayons de comprendre et d'expliquer les mécanismes conduisant aux différentes améliorations observées. Les dopants sont introduits lors du dépôt de cuivre par pulvérisation cathodique. La cible est composée de cuivre et d'atomes de dopants (1% dans le cas de l'aluminium et 0.5% dans le cas du manganèse). Ainsi c'est dans la couche d'accroche que se trouvent initialement les atomes dopants (figure IV-9).

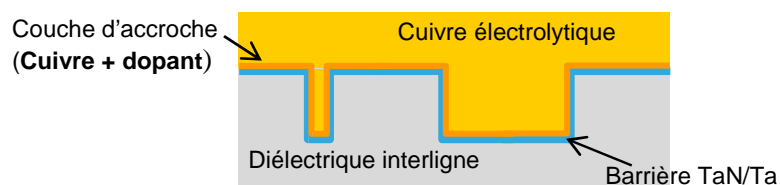


Figure IV-9 : Les atomes dopants sont introduits dans la couche d'accroche de cuivre déposée par PVD

2.1. Durée de vie des lignes Cu(Al) et Cu(Mn)

Les performances des lignes Cu(Al) et Cu(Mn) (respectivement constituées de cuivre dopé aluminium et manganèse) sont évaluées sur des échantillons de la technologie 45 nm. Elles sont comparées à celles des lignes ne contenant que du cuivre. Pour cela, nous avons effectués des tests

d'électromigration sur des lignes de type NIST de mêmes dimensions (voir tableau IV-2) en leur appliquant un courant de 0,2 mA dans une étuve à 300°C.

Nœud 45 nm	Dimensions des structures de test
Longueur (μm)	250
Largeur (μm)	0,07
Hauteur (μm)	0,14

Tableau IV-2 : Dimensions des structures de test utilisées pour étudier l'impact des dopants Al et Mn

Nous comparons les données provenant de trois ensembles d'échantillons composés respectivement de lignes de Cu, Cu(Al) et Cu(Mn). L'analyse des distributions des durées de vie montre une amélioration des performances des lignes contenant des dopants par rapport aux lignes contenant du cuivre pur. De même, les lignes Cu(Mn) ont une durée de vie plus importante que les lignes Cu(Al). On remarque également sur cette figure que les vitesses de croissance de cavités sont inversement proportionnelles aux durées de vie. Cette observation suppose donc que c'est la réduction de la vitesse de diffusion des atomes de cuivre qui conduit à des durées de vie améliorées. Il apparaît ainsi que les dopants Al et Mn favorisent le retard de formation de la cavité dans les lignes qui les contiennent.

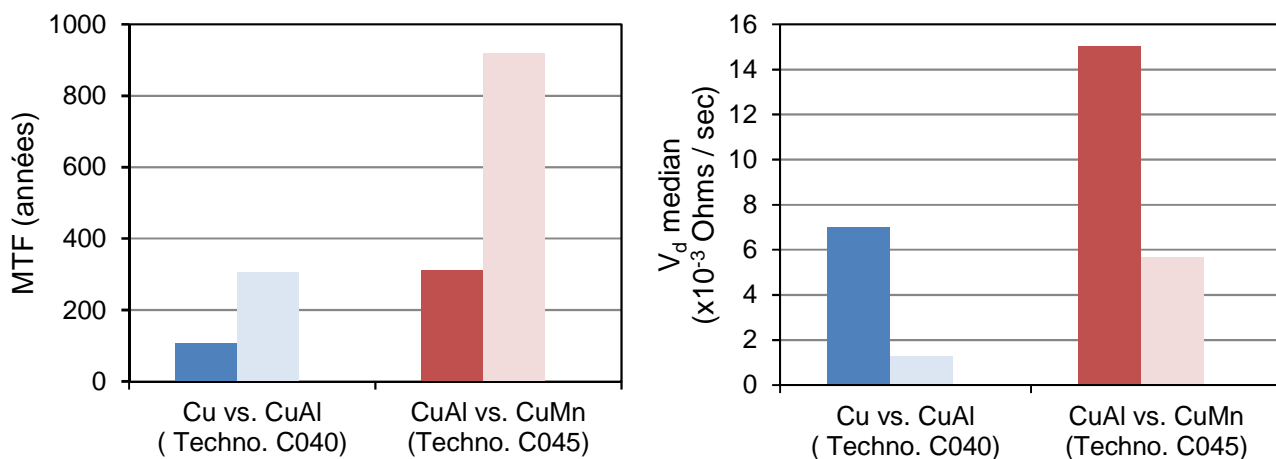


Figure IV-10 : (Gauche) Comparaison des MTF en fonction de la chimie de la ligne de cuivre. (Droite) Comparaison des vitesses de croissance des cavités dans les lignes Cu, Cu(Al) et Cu(Mn) ; les vitesses V_d sont bien inversement proportionnelles à la tendance d'évolution des durées de vie

Pour confirmer le rôle joué par les dopants, nous avons ensuite comparé les énergies activation (en utilisant la méthode des pentes) pour les différents échantillons testés. De la même manière que les vitesses de croissance des cavités, les valeurs d'énergies d'activation sont en accord avec les résultats obtenus sur les durées de vie (figure IV-11).

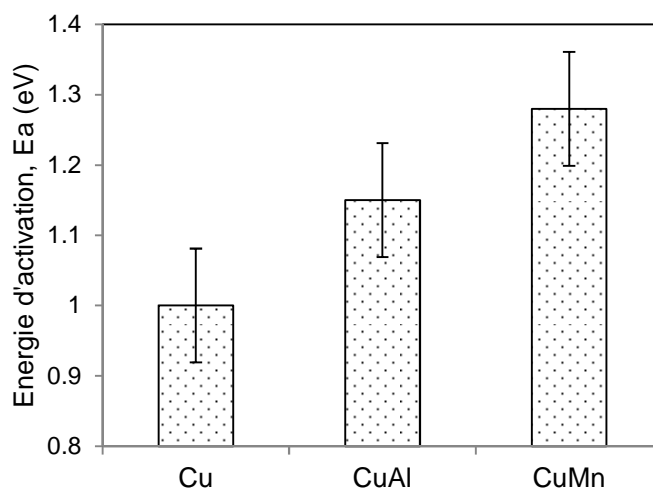


Figure IV-11 : Comparaison des énergies d'activation de formation de la cavité par électromigration pour les lignes Cu, Cu(Al) et Cu(Mn) (Valeurs extraites à partir des données issues des technologies 40 nm et 28 nm)

Nous constatons donc une amélioration de performances en électromigration due à l'ajout des dopants Al ou Mn. Ces derniers retardent la formation de la cavité en réduisant la diffusion du cuivre. Afin d'optimiser les procédés de fabrication il est intéressant de comprendre les mécanismes impliquant ces dopants et conduisant à l'amélioration des performances des lignes de cuivre.

2.2. Diffusion des dopants Al et Mn dans les lignes de cuivre

Pour comprendre le comportement des interconnexions contenant les dopants Al et Mn, nous avons analysé des clichés de microscopie électronique MET associés à une analyse chimique EDX¹² et EELS¹³ (pour rappel, les principales caractéristiques des techniques d'imagerie utilisées dans cette thèse sont présentées dans l'annexe A à la fin du manuscrit). Le but principal de cette analyse chimique est d'identifier les éléments en présence et leur localisation dans la ligne. Cette analyse est essentiellement qualitative, étant donné le nombre réduit d'échantillons ayant été observés. Un exemple d'analyse chimique de la section d'une ligne Cu(Mn) par EDX est représenté en figure IV-12. L'observation principale qui en ressort concerne la localisation des atomes de dopants. En effet, en plus de leur présence dans la couche d'accroche (sur les flancs et en fond de ligne), une partie des atomes dopants se retrouve au niveau de l'interface diélectrique entre le cuivre et la couche de SiCN. Il apparaît ainsi que les atomes dopants ont diffusé jusqu'à l'interface Cu/SiCN. Cette présence à l'interface Cu/SiCN (par ailleurs chemin de diffusion majoritaire des atomes de cuivre) semble donc justifier l'amélioration des durées de vie pour des lignes contenant les dopants Al et Mn.

¹² EDX : Electron Dispersive X-ray spectroscopy

¹³ EELS : Electron Energy Loss Spectroscopy

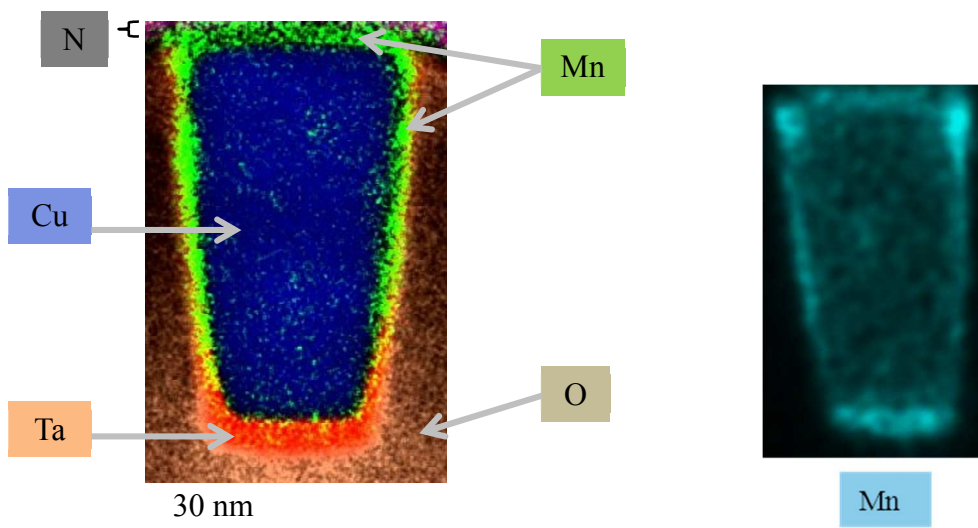


Figure IV-12 : (Gauche) Analyse chimique EDX de la section d'une ligne de cuivre Cu(Mn) juste après le dépôt de la couche de diélectrique SiCN. On peut observer la diffusion des atomes de manganèse à l'interface Cu/SiCN. (Droite) Observation de l'élément manganèse seul

En analysant de plus près la diffusion des dopants à l'interface Cu/SiCN, on s'aperçoit qu'ils ont des localisations préférentielles. En effet, on observe que les atomes de manganèse ou d'aluminium se fixent à l'interface Cu/SiCN au niveau de la terminaison d'un joint de grains ou au niveau d'un point triple (lieu de rencontre de trois grains) (figure IV-13). Galand[73] montre que ces localisations particulières de la ligne sont les lieux d'initiation de la cavité ; notamment lorsque ces grains en présence sont fortement désorientés. Il apparaît donc naturellement que si les atomes de dopants se fixent dans ces lieux particuliers, ils y retardent le déclenchement de la microcavité (qui par la suite va croître jusqu'à causer la défaillance de la ligne) et donc permettent d'augmenter la durée de vie de la ligne.

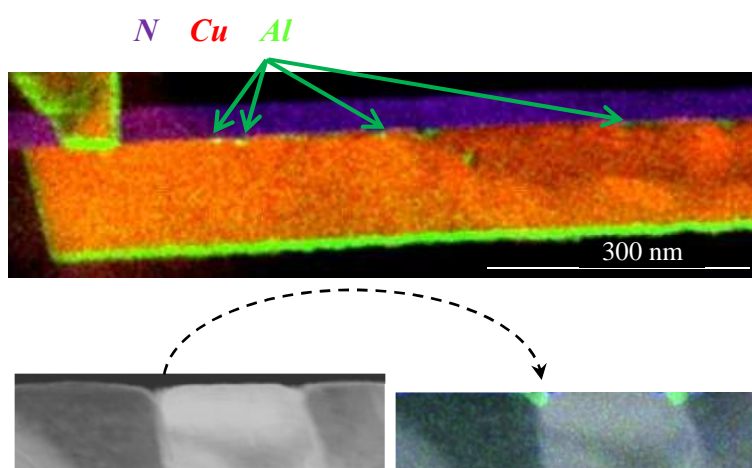


Figure IV-13 : (Haut) Analyse chimique EDX d'une ligne Cu(Al) ; on observe des agrégats d'aluminium à l'interface Cu/SiCN. (Bas) Analyse EDX couplée à une observation au MET qui confirme la diffusion des atomes d'aluminium au niveau des joints de grains à l'interface Cu/SiCN

Afin d'expliquer la diffusion des dopants à l'interface diélectrique, Nogami[86] identifie deux moteurs de diffusion pour le manganèse. Le premier étant les atomes d'oxygène présents sur l'interface diélectrique (quelques monocouches atomiques) et le second des lacunes. Il considère alors la formation d'une bicouche composée d'une part d'oxyde de manganèse et d'autre part de cuivre riche en manganèse. Concernant la présence d'oxygène, Nogami considère qu'il provient du diélectrique interligne (SiCOH). Il émet l'hypothèse que celui-ci traverse la barrière de diélectrique SiCN pour se retrouver à l'interface Cu/SiCN. Si l'on ne peut écarter complètement la considération précédente, une autre explication, pourrait justifier la présence d'atomes d'oxygène.

L'hypothèse que nous émettons est liée à la désoxydation insuffisante de l'interface supérieure de la ligne de cuivre avant le dépôt de la couche de SiCN. Après le polissage mécano-chimique en effet, l'interface supérieure de la ligne de cuivre se trouve oxydée. Une désoxydation de cette interface est alors effectuée sous un plasma de NH₃ avant le dépôt de la couche de diélectrique SiCN qui joue en même temps le rôle de barrière de diffusion du cuivre. La présence d'oxygène n'est observée que sur une partie des échantillons (figure IV-14) ; ce qui semble étayer notre hypothèse sur une désoxydation partielle de l'interface supérieure de la ligne de cuivre.

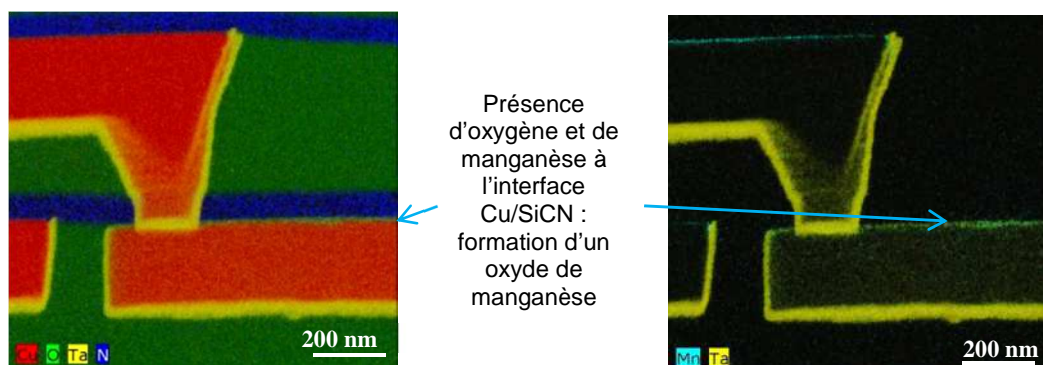


Figure IV-14 : Analyse EDX d'une interconnexion qui montre la présence d'oxygène et de manganèse à l'interface Cu/SiCN.

Concernant les échantillons pour lesquels nous n'observons pas d'oxygène à l'interface Cu/SiCN (figures IV-12&13), une autre explication est nécessaire pour justifier la présence de dopants à l'interface Cu/SiCN. L'hypothèse que nous émettons est basée sur le gradient de concentration de dopants dans la ligne de cuivre. La couche d'accroche PVD de cuivre est riche en atomes dopants tandis que le cuivre électrolytique en est dépourvu. Conformément à la première loi de Fick, du fait de la différence de concentration en atomes dopants entre la couche d'accroche et l'interface supérieure de la ligne, les atomes dopants diffusent dans l'épaisseur de la ligne et tendent à s'équilibrer entre les deux phases de cuivre. Cette diffusion s'effectue le long des joints de grains

de cuivre ; défauts cristallins et donc énergétiquement favorables à cette diffusion de dopants (figure IV-15).

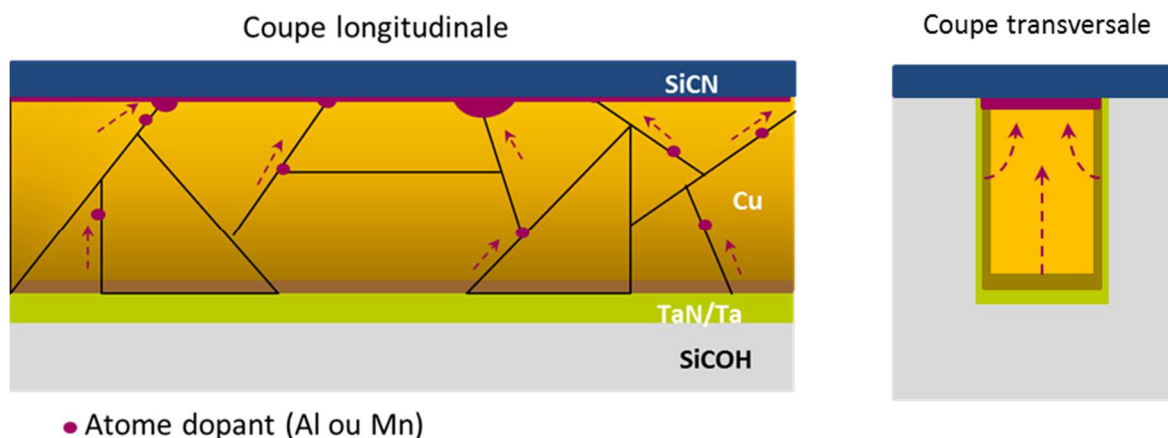


Figure IV-15 : Schéma explicatif de la diffusion des atomes dopants le long des joints de grains ; depuis la couche d'accroche de cuivre jusqu'à l'interface SiCN

L'accumulation des dopants Al et Mn aux interfaces ; notamment à l'interface Cu/SiCN suggère fortement l'hypothèse de réactions chimiques à ces différentes interfaces. Les composés ainsi formés se situent dans les lieux de diffusion majoritaire des atomes de cuivre. Ces composés stables, viennent donc renforcer l'interface Cu/SiCN sur les points faibles. La diffusion du cuivre y est alors moins aisée que dans le cas d'une simple interface entre le cuivre et le diélectrique. Cette réduction de la vitesse de diffusion du cuivre à l'interface Cu/SiCN se traduit ainsi par une augmentation de la durée de formation de la cavité ; ce qui équivaut à une augmentation de la durée de vie des lignes. On peut supposer la formation de divers intermétalliques entre l'aluminium et le cuivre. En ce qui concerne le manganèse par contre, il n'y a pas formation de précipités (voir diagramme de phase Cu(Mn)). Les atomes de manganèse forment simplement une solution solide avec le cuivre. Ces hypothèses sont justifiées par la lecture des diagrammes de phase Al-Cu et Cu-Mn représentés sur la figure IV-16. De plus, étant donné que le cuivre (cfc) et le manganèse (cc) cristallisent dans deux systèmes différents, et compte tenu de la taille¹⁴ assez proche des deux atomes, il apparaît que le manganèse se retrouve en solution solide de substitution dans le cuivre. Notons cependant que dans les deux cas de l'aluminium et du manganèse, d'autres composés stables peuvent potentiellement se former à l'interface Cu/SiCN (nitrures, carbures, siliciures).

¹⁴ Rayons atomiques : Cu (135 pm) ; Mn (140 pm)

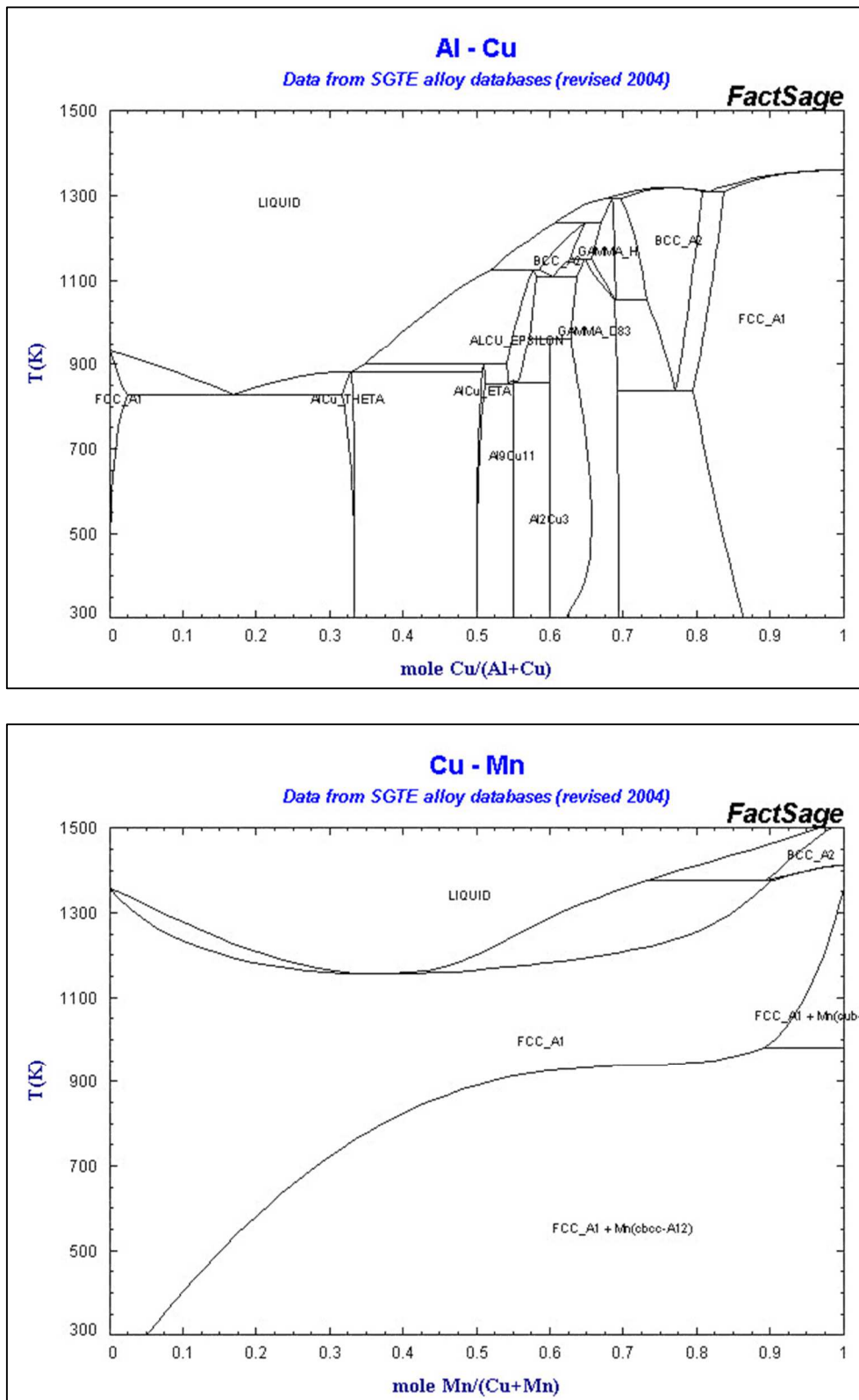


Figure IV-16 : (Haut) Diagramme de phase Al-Cu. (Bas) Diagramme de phase Cu-Mn.

La diffusion des dopants vers l'interface SiCN dépend des différentes températures de dépôt et de recuit. La quantité de dopants à cette interface peut être évaluée en réalisant une analyse ToF-

SIMS¹⁵. Ainsi, comme le représenté sur la figure IV-17, la quantité d'atomes dopants ayant diffusé depuis la couche d'accroche jusqu'à l'interface SiCN augmente avec la durée de recuit.

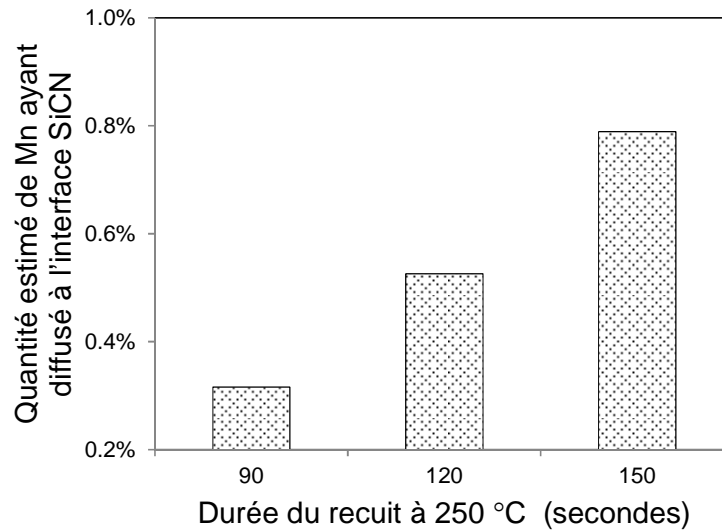


Figure IV-17 : La quantité de manganèse ayant diffusé depuis la couche d'accroche jusqu'à l'interface SiCN augmente avec la durée du recuit. Cette interface se retrouve ainsi renforcée

La quantité d'atomes dopants qui diffuse à l'interface Cu/SiCN va aussi fortement dépendre de la qualité de la barrière de tantale. La ligne de cuivre est entourée d'un diélectrique (interligne) à faible permittivité (de type SiCOH) contenant de l'oxygène. Une barrière de tantale trop fine laisse passer les atomes d'oxygène qui par la suite se combinent avec les atomes dopants présent dans la couche d'accroche de cuivre. Ceci entraîne donc une réduction de la quantité d'atomes dopants disponibles pour une diffusion à l'interface Cu/SiCN comme on peut le remarquer sur la figure IV-18.

¹⁵ ToF-SIMS : Time of Flight – Secondary Ions Mass Spectroscopy

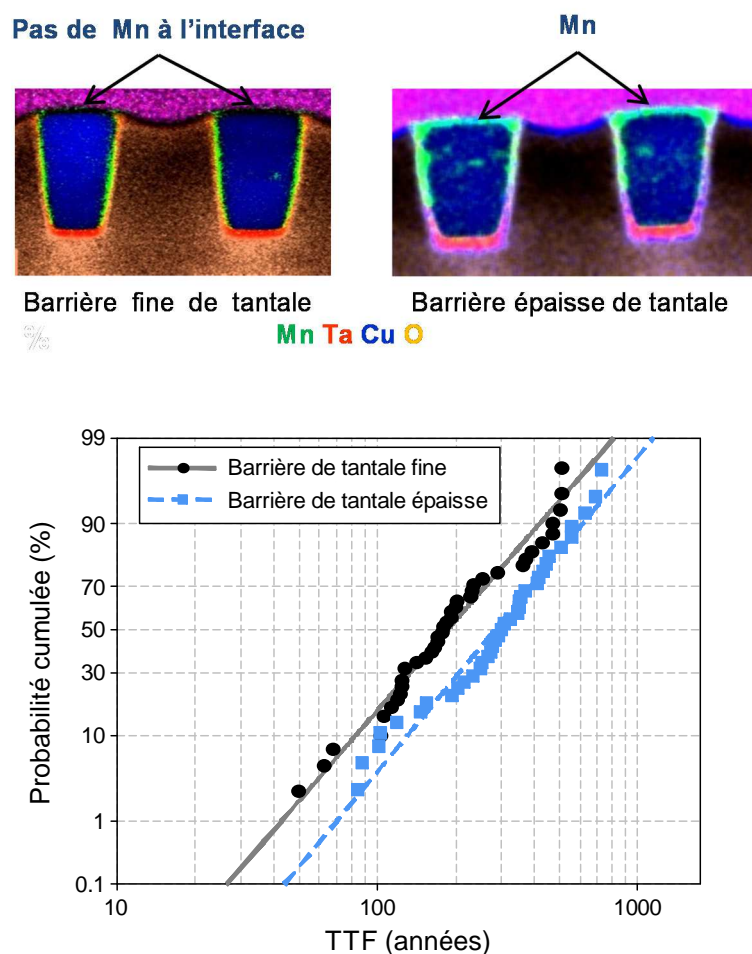


Figure IV-18 : (Haut) Analyse EDX montrant l'impact de l'épaisseur de la barrière de tantale sur la diffusion des dopants à l'interface Cu/SiCN. (Bas) Distributions TTF de lignes Cu(Mn) ; les performances en électromigration avec une barrière de tantale fine sont sensiblement dégradées

3. Guérison d'une cavité formée par électromigration

Dans cette dernière section, à l'aide des tests bidirectionnels, nous étudions la guérison, c'est-à-dire l'obturation réversible et complète de cavités initialement formées par électromigration. Nous analysons particulièrement l'impact de cette guérison sur les performances de la ligne. Les concepts de distribution de lacunes et de point d'initiation de la cavité sont abordés. Cette étude sera particulièrement intéressante pour les lignes du circuit qui ne fonctionnent pas de façon continue ; d'où l'idée d'étudier l'évolution des cavités dans les lignes en inversant le sens du courant qui les traverse.

3.1. Principe du test bidirectionnel

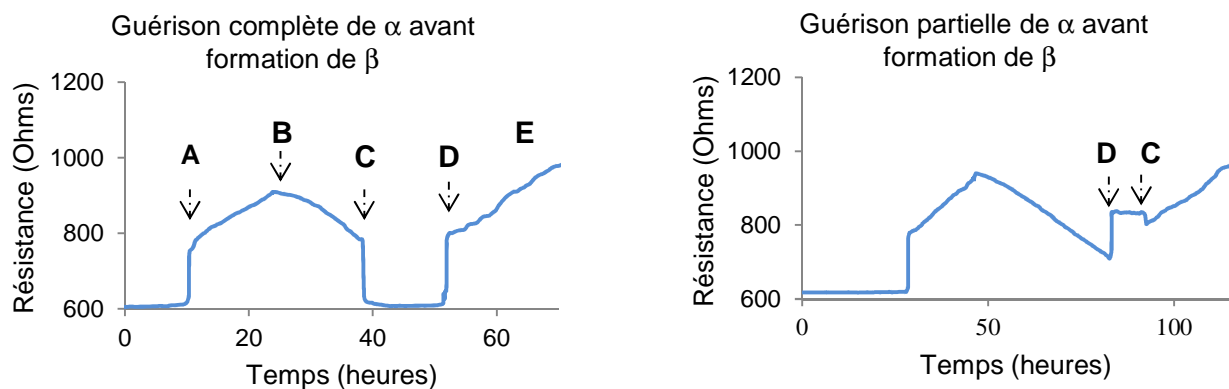
Dans l'ensemble des études menées jusqu'ici, le courant de test a été appliqué aux lignes dans un seul sens. Ainsi, pour chaque ligne testée, on avait une cathode (lieu de formation de la cavité) et une anode uniques du début à la fin du test d'électromigration. Dans le cadre présent du

test bidirectionnel, le sens du courant est inversé au cours du test. De cette manière, la cathode initiale peut se transformer en anode durant le test et vice versa. Les informations recueillies concernent alors les deux extrémités de la ligne de test. Cette approche, voisine d'un fonctionnement en courant alternatif (ac) des lignes reste cependant éloignée des réelles conditions de fréquence ; l'inversion du sens du courant ne portant que sur un ou deux changements et s'effectuant « à la main ».

L'inversion du sens du courant s'accompagne de modifications sur la courbe d'évolution de la résistance $R(t)$. Les comportements observés sur cette dernière rendent ainsi compte des différentes étapes de formation et de guérison des cavités présentes dans les lignes. Les structures utilisées pour cette étude étant de type NIST, les deux extrémités de la ligne de test sont identiques. La figure IV-19 détaille les principales étapes d'évolution de la courbe $R(t)$ ainsi que des cavités correspondantes. Chacune des extrémités de la ligne est respectivement référencée par α (cathode initiale) et β (anode initiale). En effectuant une seule inversion du sens du courant, on peut ainsi définir cinq étapes principales d'évolution de la courbe $R(t)$:

- A, détection de la cavité α ; la cavité s'initie et croît transversalement dans l'épaisseur de la ligne jusqu'à la barrière de tantale.
- B, la cavité α croît longitudinalement dans la ligne ; c'est à ce moment qu'on inverse le sens du courant.
- C, l'inversion du courant entraîne un « rebouchage » de la cavité α jusqu'à sa guérison complète. Parallèlement, une microcavité β se forme à l'extrémité opposée de la ligne.
- D, la cavité β atteint le fond de la ligne et est détectée.
- E, croissance longitudinale de la cavité β .

Lors de l'analyse des différentes courbes $R(t)$, il apparaît deux comportements particuliers. Le premier cas correspond à une guérison complète de la cavité α avant la détection de la cavité β ; ceci s'explique par le fait que l'on retrouve la résistance initiale de la ligne avant de former la cavité à l'autre extrémité. Le second cas rend compte d'une formation de la cavité β avant la guérison complète de α .



	A	B	C	D	E
Evolution de la cavité					
Sens du courant	$\alpha \rightarrow \beta$	\rightarrow Puis changement \leftarrow	$\alpha \leftarrow \beta$	\leftarrow	\leftarrow

Figure IV-19 : (Haut) Courbes caractéristiques d'évolution de la résistance en fonction du temps dans le cadre d'un test bidirectionnel. (Bas) Description des étapes de formation et de guérison de cavités au cours d'un test bidirectionnel

La seconde configuration correspond alors à une inversion de l'ordre des étapes C et D définies précédemment avec la particularité qu'à l'étape C, on ne parle plus de microcavité β puisqu'elle est déjà complètement formée. La pente quasi-nulle entre les points D et C respectivement montre que les deux processus (guérison de α et croissance de β) ont lieu à la même vitesse. Notons que l'analyse des différentes courbes $R(t)$ ne nous a pas permis de dire à priori si un échantillon allait conduire à l'une ou l'autre de ces deux configurations.

3.2. Guérison des cavités et évolution des durées de vie

Afin d'analyser les durées de vie des différents lieux de formation de cavités dans la ligne, nous avons défini de nouveaux paramètres sur la courbe $R(t)$ (figure IV-20). L'étude porte essentiellement sur une analyse temporelle. On définit les paramètres t_{α} , $t_{f,\alpha}$ et $t_{g,\alpha}$ qui correspondent respectivement au TTF de la ligne enregistré pour la cavité α , à la durée au terme de

laquelle on procède à l'inversion du sens du courant et, à la durée de guérison complète de la cavité α . Le paramètre t_β se rapporte quant à lui au TTF de la ligne enregistré pour la cavité β .

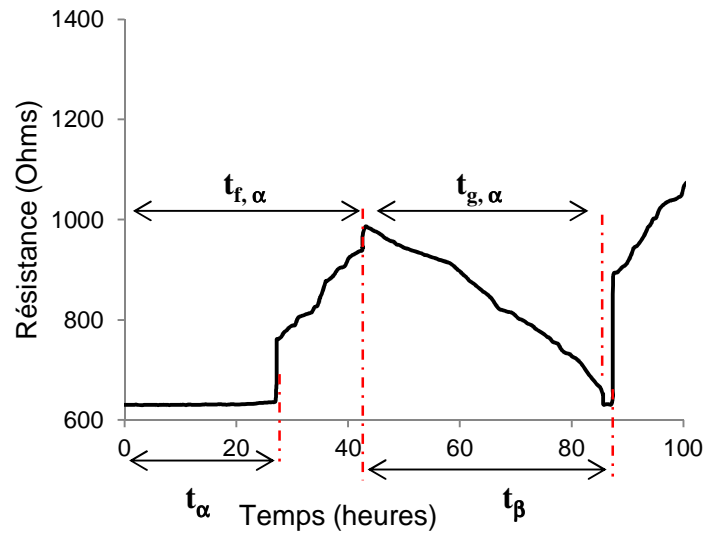


Figure IV-20 : Identification des paramètres de la courbe $R(t)$ pour les tests bidirectionnels (cas d'une seule inversion du sens du courant)

Nous nous intéressons dans un premier temps à la guérison de la cavité α . On constate d'après la figure IV-21 que la durée de guérison totale de la cavité $t_{g,\alpha}$ correspond à la durée totale de croissance $t_{f,\alpha}$ de cette même cavité. La raison de ce comportement étant due au fait que les vitesses de croissance et de guérison de la cavité sont les mêmes ; comme l'explique Doyen[70] qui obtient le même résultat.

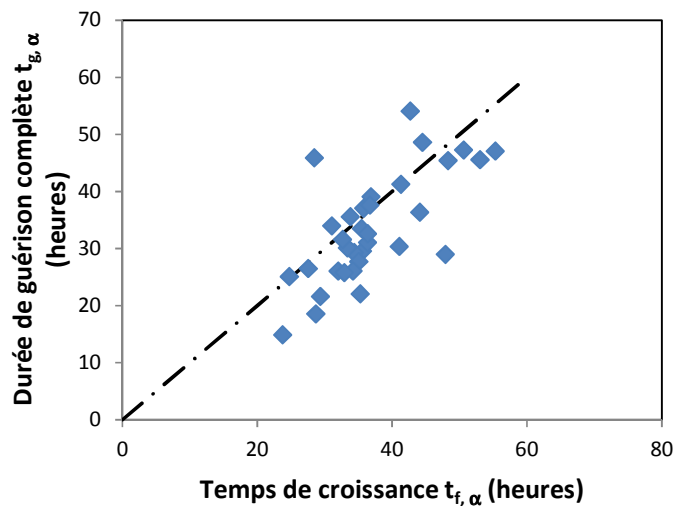


Figure IV-21 : La durée de guérison de la cavité α est proportionnelle à son temps de croissance. L'ajustement sur la première bissectrice montre que la durée de guérison complète d'une cavité est égale à la durée de sa formation

Par la suite, nous effectuons une comparaison des distributions des temps à la défaillance enregistrés respectivement pour les cavités α et β correspondant aux deux extrémités qui sont à

priori identiques. Les échantillons étudiés ici sont issus de la technologie 28 nm et testés dans une étuve à $T = 300^{\circ}\text{C}$ et à une densité de $J = 30 \text{ mA}/\mu\text{m}^2$. Chaque ligne de test a une longueur de $200 \mu\text{m}$ et une largeur de 45 nm . En observant les deux distributions reportées sur la figure IV-22, on constate que les performances des lignes sont améliorées en considérant les durées t_{β} par rapport à t_{α} .

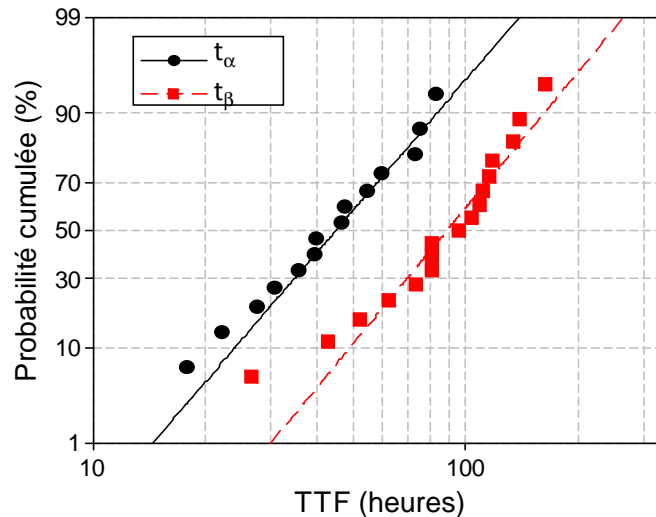


Figure IV-22 : Comparaison des TTF enregistrés pour les cavités α et β respectivement

Doyen explique cette amélioration de t_{β} par un effet d'accumulation du cuivre. Lors de la formation de la cavité α , les atomes de cuivre se déplacent à l'extrémité β de la ligne. Après inversion du sens du courant, la quantité de cuivre à déplacer pour former la cavité β est plus importante qu'initialement ; ce qui entraîne une augmentation de la durée de formation de cette cavité. Il en résulte ainsi des durées t_{β} plus élevées que t_{α} . La quantité de cuivre déplacée lors de la première phase du test semble donc influencer le délai de formation de la cavité β lors de l'inversion du courant. Pour confirmer ce scénario, nous avons réalisé des tests bidirectionnels en faisant varier la durée de la première phase ; c'est-à-dire pour différentes valeurs $t_{f, \alpha}$ du moment d'inversion du sens du courant. Ceci avec l'idée que plus longtemps dure la première phase du test et plus importante est la quantité de cuivre accumulée à l'extrémité β . Par conséquent, on s'attend à des performances t_{β} qui vont dépendre de la durée de pré-stress. C'est ce que montre la figure IV-23.

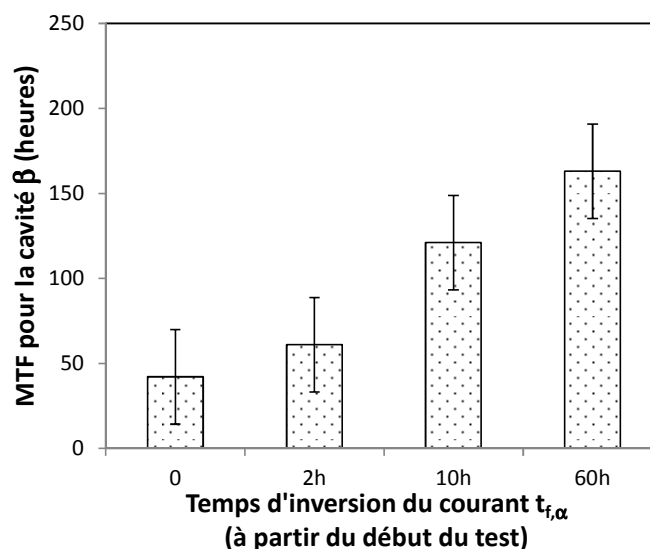


Figure IV-23 : Evolution des MTF enregistrés pour la cavité β en fonction de la durée de la première phase du test bidirectionnel

Les tests bidirectionnels effectués précédemment ont été réalisés sur des lignes Cu(Mn). Or si l'on se rappelle de la discussion à la section 2 de ce chapitre, les atomes de manganèse diffusent à l'interface Cu/SiCN afin de la renforcer vis-à-vis de l'électromigration. L'amélioration observée pour t_β peut alors être due à une diffusion plus importante des atomes de manganèse à cette interface. En effet, pendant toute la durée de formation de la cavité α , les atomes de manganèse continuent de diffuser à l'interface Cu/SiCN du côté de l'extrémité β . Ainsi, lors de l'inversion du sens du courant, l'interface de l'extrémité β se trouve encore plus renforcée ; d'où les meilleures performances observées par rapport à t_α . C'est ce que tend à confirmer l'évolution observée sur la figure IV-23.

Afin d'avoir une vue plus précise sur ces différentes hypothèses et observations, nous avons effectué le même test bidirectionnel pour des lignes contenant uniquement du cuivre (pas d'atomes dopants). L'analyse des TTF montre que pour des lignes de cuivre pur également, les durées t_β sont meilleures que t_α (figure IV-24).

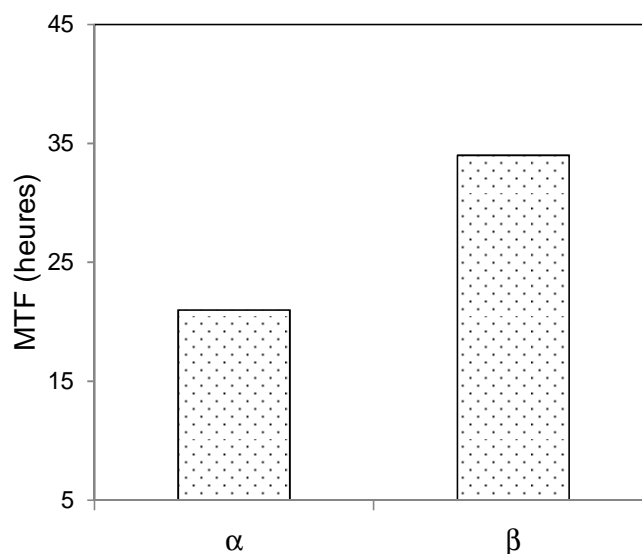


Figure IV-24 : Comparaison des MTF correspondant à la formation des cavités α et β pour des lignes de cuivre pur

Il apparaît alors que l'hypothèse évoquée par Doyen soit justifiée pour expliquer les améliorations observées. Nous proposons cependant un complément d'explication qui bien que similaire au raisonnement de Doyen est basé sur l'hypothèse de redistribution des lacunes dans la ligne. Initialement, les lacunes sont à priori distribuées uniformément dans la ligne. On peut alors penser que la densité de lacunes est quasi-équivalente à chaque extrémité de la ligne. Lors de la première phase du test, les lacunes se déplacent vers l'extrémité α pour participer à la formation de la cavité alors que les atomes de cuivre se déplacent en sens inverse vers l'extrémité β . Au moment de l'inversion du courant, la distribution de lacunes dans la ligne a évolué ; on a ainsi une densité de lacunes plus faibles à l'extrémité β par rapport à l'extrémité α . Ainsi, pour former une cavité β , les lacunes doivent être déplacées vers cette extrémité jusqu'à atteindre la concentration nécessaire à la formation de cette cavité. Par ailleurs, dans le cas des lignes Cu(Al) et Cu(Mn) par exemple, une diffusion de dopants ne viendrait que renforcer cet effet de redistribution de lacunes.

Dans une deuxième étape de notre étude sur les tests bidirectionnels, nous avons effectué une seconde inversion du sens du courant sur les échantillons. Le sens du courant est donc le même que lors de la première phase des tests bidirectionnels précédents. Cette inversion survient à un moment où la cavité α est complètement rebouchée. On note par α' la nouvelle cavité qui apparaît et t'_{α} la durée de formation de cette cavité. En analysant les courbes $R(t)$ correspondantes, on s'aperçoit que la nouvelle cavité α' ne se situe pas au même endroit que α . En effet, ceci est justifié par les courbes $R(t)$ qui suggèrent une cavité α' sous le via (saut de résistance infini) alors que la cavité initiale α se trouve dans la section de la ligne (figure IV-25).

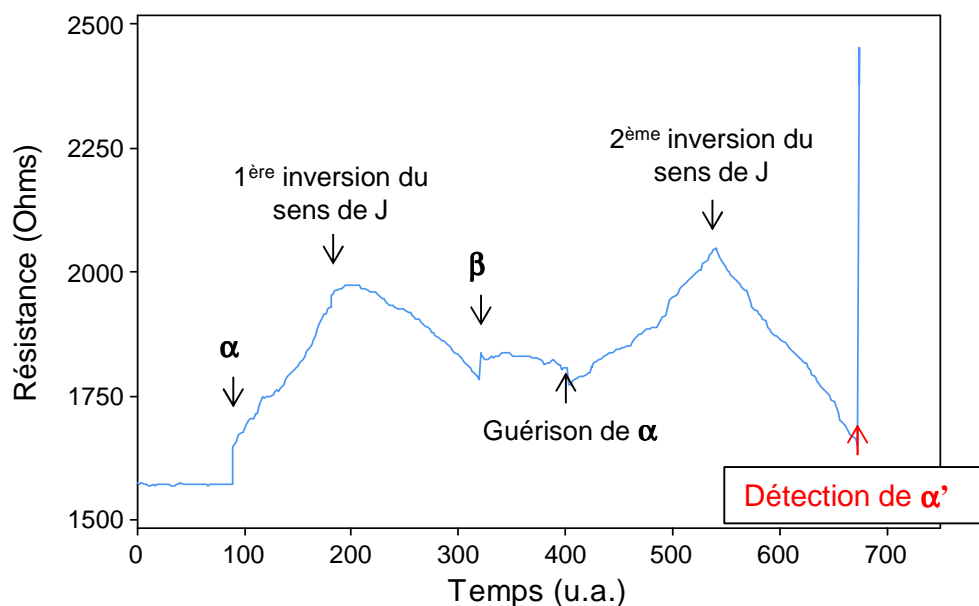


Figure IV-25 : Description de la courbe $R(t)$ pour un test bidirectionnel avec deux inversions de sens du courant. Après guérison de la cavité α , la nouvelle cavité α' ne se forme pas au même endroit

Du fait que la nouvelle cavité α' ne se forme pas au même endroit que α , le graphe précédent suggère qu'on déplace le point d'initiation de la cavité. Il apparaît que la guérison d'une cavité entraîne une modification de la microstructure locale. Ceci semble confirmé par la comparaison des distributions de t_α et t'_α correspondant respectivement aux temps à la défaillance de la ligne enregistrés pour les cavités α et α' (figure IV-26).

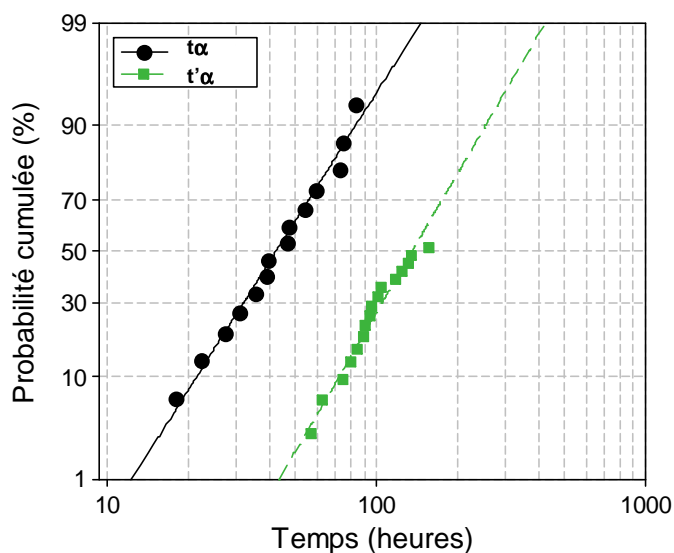


Figure IV-26 : Distributions TTF enregistrés pour les cavités α et α' respectivement. La cavité α' présente de meilleures performances en électromigration de que la cavité α initiale

En plus d'un renforcement de la microstructure vis-à-vis de la diffusion du cuivre, le graphe précédent confirme l'hypothèse évoquée d'une évolution de la distribution des lacunes dans la ligne de cuivre.

4. Synthèse

Nous avons traité dans ce chapitre de l'amélioration des performances des lignes de cuivre face à la dégradation par électromigration. Deux facteurs d'amélioration axés autour de la modification de la géométrie et de la chimie de la ligne de cuivre ont ainsi été abordés.

Dans une première approche, nous avons étudié la structure NTW présentant une variation de largeur entraînant une transition de microstructure. Le segment étroit étant polycristallin alors que le segment élargi présente une microstructure de type bambou. La cavité se forme dans la zone polycristalline de la même manière que dans la structure de référence qui possède une largeur constante et égale à la largeur du segment étroit NTW. Cette amélioration de performances s'explique par une réduction de la diffusion des atomes de cuivre dans le segment étroit de la ligne NTW. Les grains de type bambou dans le segment large bloquent la diffusion des atomes provenant du segment étroit. Ceci provoque l'établissement d'un gradient de contrainte (qui tend à s'équilibrer) entre le segment étroit en tension et la zone de transition microstructurale en compression. Ainsi, de façon analogue à l'effet Blech, une contrainte retour de la zone de transition vers le segment étroit s'établit. La résultante de cette contrainte retour est une réduction de la diffusion des atomes de cuivre dans le segment étroit et par conséquent une augmentation de la durée de vie. Cet effet de microstructure qui est pour la première fois mis en évidence est qualifié d'*effet Blech local*.

Le second aspect de l'augmentation de la durée de vie des lignes concerne l'emploi des dopants Al ou Mn. Ces dopants sont intégrés dans la couche d'accroche du cuivre déposée par PVD. Des performances améliorées sont observées en comparaison à des lignes de cuivre pur. Ces dopants permettent de réduire la diffusion des atomes de cuivre à l'interface Cu/SiCN qui est par ailleurs le chemin de diffusion majoritaire. En se déplaçant le long des joints de grains, ces atomes dopants en effet diffusent vers l'interface aux joints de grains et aux points triples qui sont le lieu d'initiation des cavités. Cette diffusion de dopants, est contrôlée par un gradient de concentration entre la couche d'accroche et l'interface Cu/SiCN.

Le dernier point du chapitre traite des tests bidirectionnels. Ces derniers permettent d'aborder les notions de guérison d'une cavité formée par électromigration et, le rôle de la distribution des lacunes dans une ligne de cuivre sur le mécanisme d'électromigration.

Chapitre V : Défaillances précoces dans les lignes de cuivre

Nous avons identifié dans le chapitre introductif, deux points clés permettant d'améliorer la fiabilité des interconnexions. Le premier point, en rapport avec l'amélioration de la durée de vie des interconnexions a été abordé au chapitre précédent. Le deuxième aspect quant à lui concerne l'amélioration du traitement statistique des distributions des temps à la défaillance. Nous consacrons donc ce chapitre au traitement statistique des données issues des tests d'électromigration en nous focalisant sur deux points essentiels : les défaillances précoces et les durées de vie aux faibles taux de défaillance. Dans un premier temps donc, nous définissons la notion de défaillance précoce en présentant différents facteurs qui peuvent conduire à l'apparition de ce type de défaillances. Nous détaillons ensuite la méthode de détection des défaillances précoces et de traitement de distributions bimodales qu'elles engendrent. Dans la troisième partie, nous présentons le détail de la structure dite *multi liens* que nous avons mise au point et pour laquelle nous atteignons des taux de défaillance plus faibles que dans le cas de tests d'électromigration standards. La comparaison avec les résultats issus de la méthode standard qui utilise des liens élémentaires permet de valider notre approche. Enfin, présentons l'application du théorème des valeurs extrêmes afin d'étudier statistiquement les premières défaillances de notre structure multi liens.

1. Définitions

Lorsque dans une population donnée, un seul mécanisme physique domine le processus de dégradation par électromigration, la distribution des TTF¹⁶ suit une loi lognormale [87]. Il est cependant possible que deux mécanismes agissent en parallèle dans la population testée ou au sein d'un même échantillon. La distribution résultante n'est plus une simple distribution lognormale ; sa linéarité en représentation de Henry n'étant plus respectée. De manière générale, le mode à l'origine des temps les plus faibles est dit précoce. Celui-ci se caractérise par deux types de défaillances (figure V-1) : les défaillances précoces dites stochastiques (extrinsèques) et les défaillances précoces dites systématiques (intrinsèques).

¹⁶ TTF : Time to failure (temps à la défaillance)

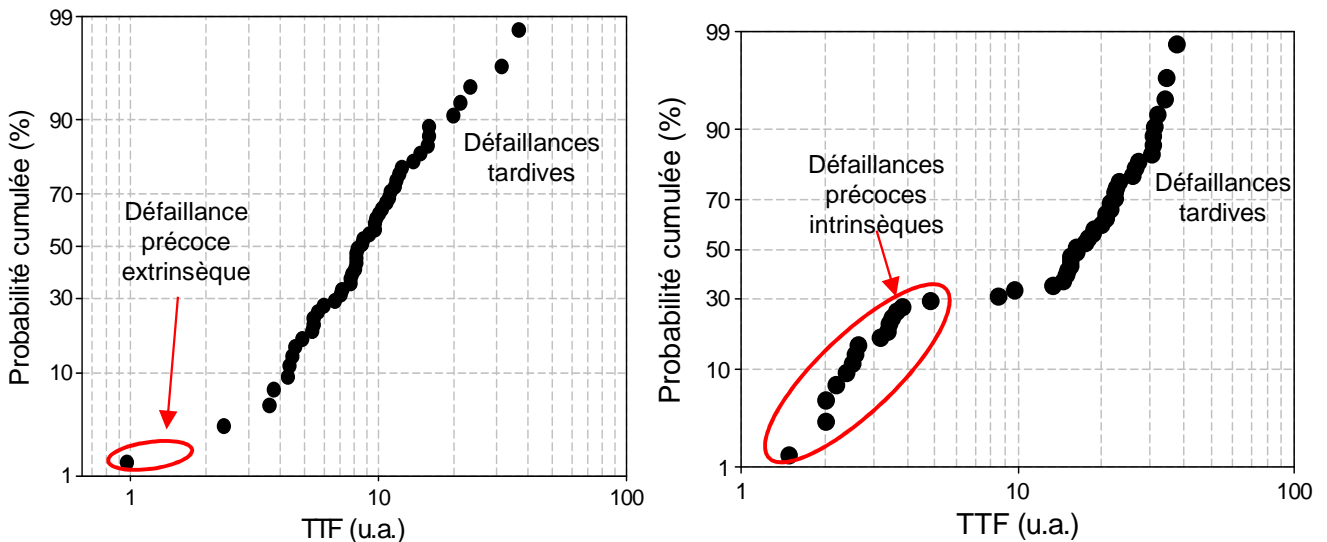


Figure V-1 : Exemples de distributions bimodales engendrées par (gauche) des défaillances précoces extrinsèques et (droite) des défaillances précoces intrinsèques

Le premier cas correspond à des défaillances engendrées par des fluctuations locales du procédé de fabrication. On peut citer parmi celles-ci, la présence de contaminants ou encore le mauvais remplissage des lignes de cuivre. Seules quelques occurrences résultent de ces « accidents » de procédé et, elles n'appartiennent raisonnablement pas au reste de la distribution. Il est parfois possible de les détecter lors des mesures électriques préliminaires. Ceci car leurs caractéristiques initiales à l'instar de la résistance électrique peuvent s'éloigner considérablement de celles du reste des lignes testées. En ce qui concerne les défaillances précoces intrinsèques, elles conduisent à la présence de deux branches distinctes sur le tracé des probabilités de défaillances cumulées. Chacun de ces modes rend compte d'un mécanisme de dégradation. C'est ce dernier type de défaillances précoces que nous allons étudier dans la suite du chapitre.

Les deux branches qui caractérisent la distribution bimodale des TTF rendent respectivement compte des défaillances précoces et tardives (figure V-1, droite). Une telle distribution possède un écart-type important et ses paramètres caractéristiques (MTF et σ) sont alors inadéquats pour effectuer l'extrapolation aux conditions d'opération. Ils résultent du mélange de deux modes et ne sauraient rendre compte du comportement respectif des défaillances précoces et tardives. Chaque type de défaillances (précoces ou tardives) possède des paramètres MTF et σ qui lui sont propres. La détermination de ces paramètres est donc primordiale pour caractériser la distribution bimodale en présence. Il n'est cependant pas toujours évident de distinguer deux branches comme sur la seconde distribution de la figure V-1. La difficulté première à laquelle on fait face en présence d'une distribution de TTF est de déterminer sa modalité. Sur figure V-2 est représenté un autre exemple de distribution de TTF. On observe pour celle-ci un écart certain avec la régression linéaire représentée par la droite de Henry et qui semble faire apparaître deux

branches. Cette observation est en réalité dépendante de l'expérimentateur. Certains y distinguent la présence de deux modes alors que qu'autres n'en considèrent qu'un seul. Cet exemple souligne la nécessité de mettre en place un outil de décision efficient pour lequel on déterminera si une distribution des TTF est bimodale ou non et, le cas échéant de trouver les caractéristiques de chacun des modes précoce et tardif.

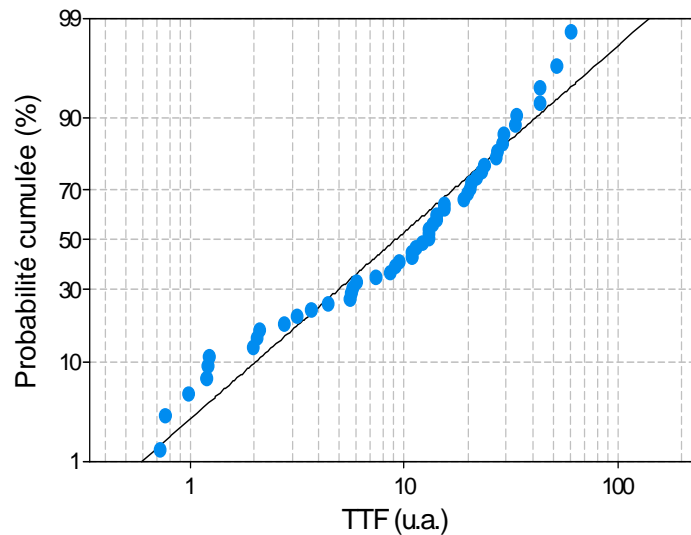


Figure V-2 : Exemple d'une distribution bimodale des temps à la défaillance pour laquelle la distinction des deux modes n'est pas évidente

2. Etude statistique des distributions bimodales

Nous présentons dans cette section la méthode que nous avons mise au point qui permet traiter les distributions de TTF afin d'identifier leur caractère bimodal ou non. Dans le cas d'une bimodalité avérée de la distribution, notre outil permet d'extraire les paramètres MTF et σ caractérisant chacun des deux modes. C'est une méthode statistique semi-empirique basée sur les écarts cumulés entre la distribution expérimentale des TTF et la droite de Henry théorique (issue de la régression linéaire de la distribution). La méthode s'articule autour de deux étapes principales : déterminer si la distribution est bimodale et, si c'est le cas, séparer les deux modes et déterminer leurs caractéristiques respectives.

2.1. Critère de bimodalité

Une variable aléatoire suit une distribution lognormale si son logarithme est distribué normalement. C'est le cas des temps à la défaillance issus de tests d'électromigration (voir Chapitre 3 §3.1). Nous travaillons donc dans la suite de cette étude avec les logarithmes des temps à la défaillance. Le problème se ramène alors à une étude de distributions normales. En appliquant un test de normalité à la distribution des logarithmes de TTF, si un seul mécanisme de défaillance est

présent, alors l'hypothèse de normalité de la distribution sera acceptée. Si par contre la distribution résulte d'un mélange de plusieurs modes, alors l'hypothèse de normalité est rejetée. Nous utilisons la méthode des écarts-cumulés pour définir notre test de normalité car cela nous permettra par la suite de déterminer les paramètres de distributions bimodales. Après avoir détaillé le principe de la méthode, nous l'appliquons à un exemple d'une distribution de TTF. Les résultats obtenus sont ensuite comparés avec ceux du test de normalité d'Anderson-Darling (AD) pour lequel nous présenterons les principales caractéristiques.

2.1.1. Test de normalité par la méthode des écart-cumulés (EC)

La méthode consiste à évaluer les écarts cumulés entre la distribution expérimentale (dont on cherche à déterminer la modalité) et la distribution théorique monomodale représentée par la droite de Henry. Soit μ (moyenne) et σ (écart-type) les paramètres de la distribution expérimentale. La distribution théorique de Henry possède ces mêmes paramètres. Pour chaque temps t , on relève les écarts de probabilités cumulées. Soit N le nombre total de points de la distribution, l'écart quadratique moyen entre la distribution expérimentale et la distribution théorique est alors donné par :

$$E = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (F_{\text{exp}} - F_{\text{th}})^2 \quad (\text{V-1})$$

L'écart entre la distribution expérimentale et la distribution monomodale théorique correspondante est donc défini par les écarts de probabilités cumulées entre les points de même abscisse (correspondant au même temps à la défaillance) de la distribution des TTF.

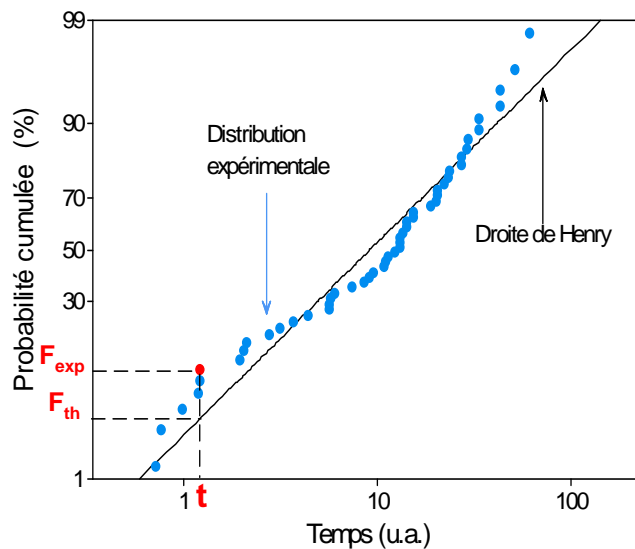


Figure V-3 : Ecart entre la distribution expérimentale de TTF et la droite de Henry

Conclusion

La seconde étape consiste maintenant à mettre en œuvre l'outil qui permettra à l'utilisateur de définir l'erreur critique E_{crit} telle que pour $E \geq E_{crit}$ alors l'hypothèse de normalité H_0 de la distribution expérimentale est rejetée. On utilise pour cela le schéma de principe suivant :

- On génère aléatoirement par simulation Monte-Carlo **M distributions monomodales** à partir des paramètres μ et σ de la distribution expérimentale
- Pour chacune de ces M distributions, on détermine la droite de Henry correspondante
- On détermine l'écart E entre chacune des M distributions aléatoires et sa droite de Henry
- La **distribution des M écarts E** permet de définir le critère de normalité E_{crit}

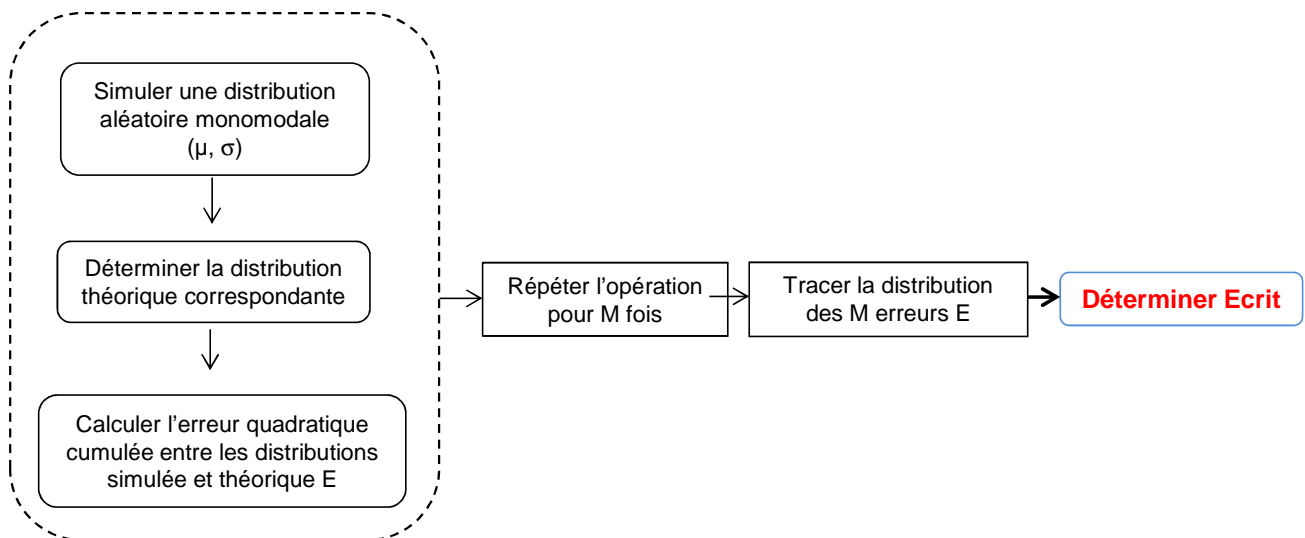


Figure V-4 : Schéma de principe de la méthode de détermination de l'erreur critique E_{crit}

La valeur E_{crit} correspond à l'erreur maximale qu'on effectue en comparant une distribution que l'on sait monomodale avec sa distribution théorique associée. Le choix de la valeur de E_{crit} est laissé à l'expérimentateur.

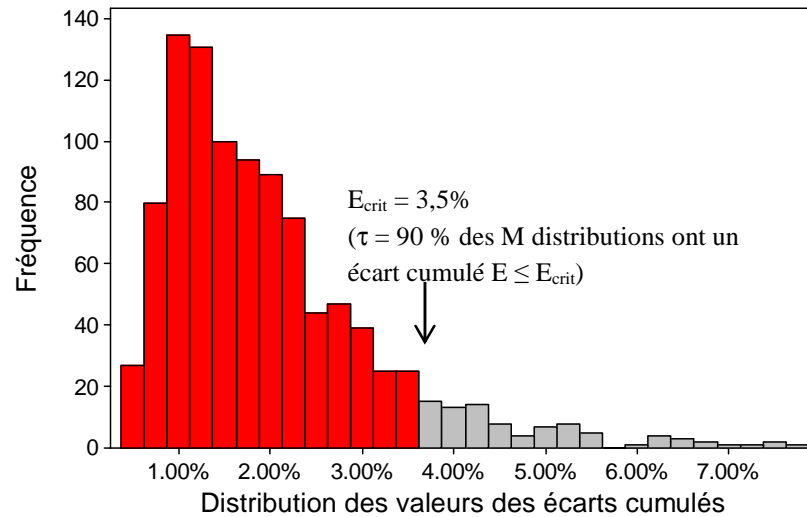


Figure V-5 : Exemple d'une distribution des écarts cumulés pour $M = 1000$ distributions monomodales simulées ($\sigma = 0.3$)

Il découle naturellement du graphe précédent que le nombre de distributions M doit être le plus élevé possible afin d'augmenter la précision sur l'écart critique E_{crit} qui va nous servir de critère de décision. Pour toute distribution expérimentale dont l'erreur quadratique moyenne est telle que $E \leq E_{crit}$, alors celle-ci sera considérée comme suivant une distribution normale et par conséquent l'hypothèse d'une distribution monomodale sera acceptée. Par contre en cas de rejet de l'hypothèse de normalité, la distribution expérimentale est considérée comme présentant plus d'un mode (figure V-5).

L'expérimentateur peut faire varier la valeur E_{crit} en fonction des exigences de fiabilité du produit qu'il considère. Il y'a cependant un compromis effectué sur cette valeur de E_{crit} . En choisissant une valeur trop élevée, le risque de considérer que la distribution expérimentale est monomodale alors qu'elle est en réalité bimodale est grand. Une valeur trop faible par contre entraînerait un taux de rejet important de l'hypothèse de normalité, donc un rejet de la mono modalité. Nous avons mis au point un outil qui permet de façon automatique d'effectuer toutes ces opérations. Cet outil comporte aussi une partie consacrée au test de normalité AD qui permet de valider notre approche des écarts cumulés de distributions car la séparation des modes de la distribution bimodale repose sur la méthode EC.

2.1.2. Comparaison avec le test de normalité d'Anderson-Darling (AD)

Le test AD nous sert à valider notre test de normalité avec les écart-cumulés. C'est un test statistique qui permet de vérifier l'ajustement de données expérimentales à une loi de distribution particulière [88]. Il est issu du test de Kolmogorov-Smirnov et donne plus de poids aux queues de distributions. Soit l'hypothèse nulle H_0 : les données suivent une distribution normale et l'hypothèse alternative H_1 : les données ne suivent pas une distribution normale. La statistique du test AD va

Conclusion

permettre de calculer la *p-value*. Cette dernière exprime la probabilité de rejeter l'hypothèse H_0 alors qu'elle est vraie (erreur de première espèce). Le coefficient AD s'exprime par :

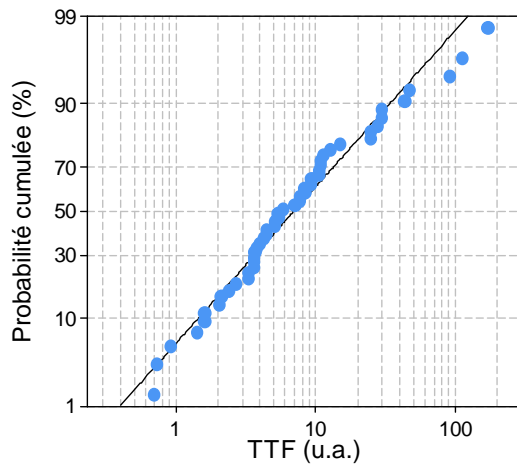
$$AD = \sum_{k=1}^N \frac{2k-1}{N} [\ln(F(t_k)) + \ln(1 - F(t_{N+1-k}))] \quad (V-2)$$

Où N est le nombre total de points de la distribution, F la probabilité cumulée et t_k les temps à la défaillance dans l'ordre croissant. Nous donnons dans l'annexe B les équations qui permettent de calculer la *p-value* en fonction de la valeur de AD. L'expérimentateur définit ensuite le seuil de confiance α du test de normalité tel que :

- Si $p\text{-value} > \alpha$; alors l'hypothèse de normalité H_0 de la distribution est acceptée.
- Si $p\text{-value} < \alpha$; alors H_0 est rejetée.

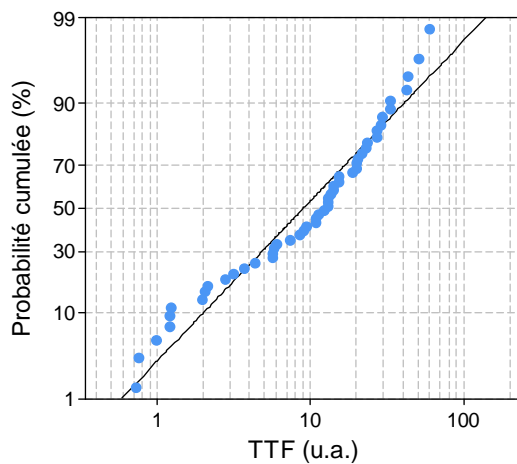
Nous avons choisi arbitrairement la valeur $\alpha = 5\%$ communément considérée dans les tests statistiques comme seuil de significativité de nos tests. Nous utilisons le test AD uniquement à des fins de comparaison. Ceci, avec pour but de valider notre méthode des écarts cumulés. Il n'y a pas de corrélation mathématique entre les deux tests ; ceux-ci utilisant des approches complètement différentes.

Afin de comparer les deux méthodes, nous avons généré des distributions que nous savions monomodales et bimodales respectivement. Les deux tests de normalité ont été appliqués à chacune de ces distributions. Comme l'illustre l'exemple reporté sur la figure V-6, la méthode EC permet efficacement de juger de la normalité (et donc de la modalité) d'une distribution de logarithmes de TTF. Cette validation permet d'amorcer la seconde phase de l'outil dans le cas d'une distribution bimodale : déterminer ses paramètres caractéristiques.



Distribution générée **monomodale**

Test EC		Test AD	
E = 2.62 %	E < Ecrit	P-value = 0.19	P-value > a
Ecrit = 3.40 %		a = 0.05	
H ₀ acceptée → la distribution est monomodale			



Distribution générée **bimodale**

Test EC		Test AD	
E = 4.26 %	E > Ecrit	P-value = 0.01	P-value < a
Ecrit = 3.40 %		a = 0.05	
H ₀ rejetée → la distribution est bimodale			

Figure V-6 : Exemple d'application des tests de normalité AD et EC. (Haut) Distribution monomodale; (bas) distribution bimodale. Les deux tests aboutissent à chaque fois à la même conclusion de modalité

2.2. Paramètres caractéristiques d'une distribution bimodale

Lorsque la normalité de la distribution est rejetée, nous faisons l'hypothèse qu'elle rend compte d'au moins deux mécanismes de dégradation. Dans toute la suite, on considère que la distribution possède deux modes. Ceci se justifie en partie par l'échantillonnage de test (environ 50). En effet, la détection et le traitement de plus de deux modes requiert un échantillonnage plus important. Ceci afin de s'affranchir des fluctuations dues aux faibles d'échantillonnage qui pourraient entraîner une mauvaise interprétation des données. Il s'agit donc à présent de trouver les paramètres caractéristiques de chacun des deux modes présents dans une distribution expérimentale. Chacun d'eux se caractérise par sa propre probabilité cumulée de défaillance $F(t)$ avec ses paramètres μ et σ . Soit une population dans laquelle le processus de défaillance est influencé par la présence ou l'absence d'une propriété physique particulière dans chaque ligne de test. La présence de cette propriété entraîne la défaillance de la ligne exclusivement par le mécanisme A et son absence exclusivement par le mécanisme B. Soit P_A la proportion d'échantillons ayant défailli

pendant le test suivant le mécanisme A, P_B la proportion de ceux ayant défailli suivant le mécanisme B. La probabilité cumulée de défaillance de la distribution résultante s'exprime par :

$$F(\mu, \sigma) = P_A \cdot F(\mu_A, \sigma_A) + P_B \cdot F(\mu_B, \sigma_B) \quad (V-3)$$

Avec $P_A + P_B = 1$

L'indice A représentera dans la suite du texte les défaillances précoces et l'indice B les défaillances tardives. Les paramètres μ et σ définissent respectivement la moyenne et l'écart-type comme évoqué plus haut. L'équation V-3 rend compte d'un problème de mélange de distributions ; la difficulté étant de déterminer les différents paramètres P_A , μ_A , σ_A , P_B , μ_B et σ_B du mélange. Le problème de mélange gaussien est rencontré dans plusieurs domaines d'analyse de données à l'exemple de la segmentation dans le traitement d'images. Pour la détermination des paramètres de la distribution bimodale, notre outil s'articule en deux phases. Premièrement, on détermine la proportion de défaillances précoces et, par la suite, on reconstruit la fonction de distribution de l'ensemble de la population en faisant varier les paramètres μ_A , σ_A , μ_B et σ_B jusqu'à ce que l'écart avec la distribution expérimentale soit minimal.

2.2.1. Proportion de défaillances précoces P_A

Afin d'extraire la population de défaillances précoces, nous allons effectuer l'hypothèse que les modes A et B sont indépendants c'est-à-dire qu'un point appartenant au mode A ne peut appartenir au mode B. L'extraction de P_A se base sur le fait qu'à la transition entre les deux modes, si on retire tous les points appartenant au mode A, alors l'écart avec la distribution monomodale théorique diminue de façon abrupte. Soit N le nombre total de points de la distribution expérimentale. La méthode consiste à enlever progressivement un point de la distribution expérimentale et, de déterminer l'écart entre la distribution des (N-i) points restants et la droite de Henry correspondante. On procède ainsi par itération jusqu'à la couverture de tous les N points de la distribution initiale (Figure V-7).

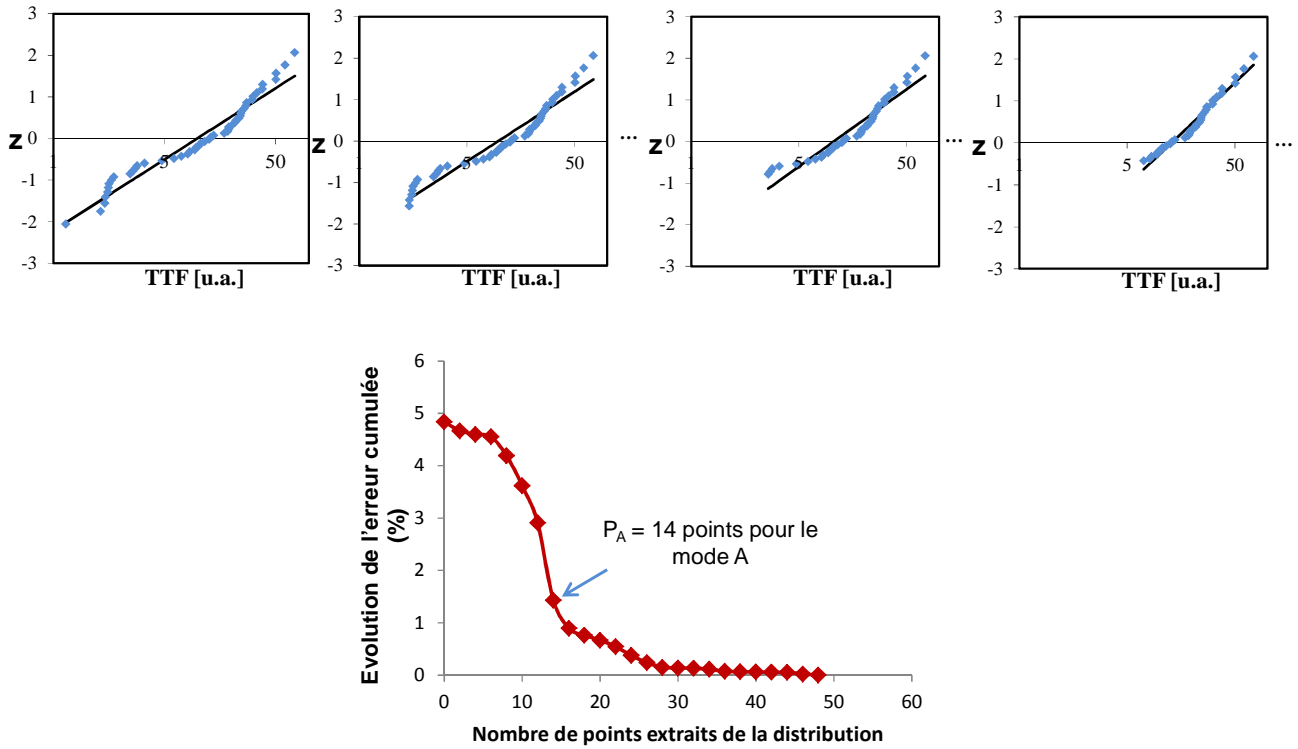


Figure V-7 : Détermination de la proportion de points appartenant au mode A par la méthode des écarts cumulés (EC)

Sur la courbe représentant l'évolution de l'écart cumulé en fonction du nombre de points extraits de la distribution, le nombre de points appartenant au mode A correspond à la diminution abrupte de l'écart cumulé. On détermine alors P_A en effectuant la dérivée de la courbe précédente.

2.2.2. Détermination des autres paramètres caractéristiques

Après avoir déterminé la proportion de défaillances précoces P_A , l'équation (V-3) se ramène à la détermination de quatre inconnues. Pour les déterminer, nous reconstruisons la fonction de probabilités cumulées à partir des TTF expérimentales. On minimise ensuite l'écart (voir équation V-1) entre la distribution expérimentale et la distribution reconstruite. Le minimum de l'écart entre les deux distributions indique alors qu'on a approché au mieux la distribution expérimentale avec les paramètres de la distribution reconstruite. Nous émettons l'hypothèse simplificatrice suivant laquelle les écart-type des modes A et B sont identiques. C'est une hypothèse « à priori » compte tenu de la forme en « s » des distributions expérimentales qui semblent bimodales [87][89]. De plus, lors des simulations de distributions bimodales, des valeurs de σ_A et σ_B différentes entraînent un croisement des deux branches précoce et tardive.

Un exemple de détermination de paramètres de la distribution bimodale est illustré par la figure V-8. Les paramètres obtenus avec l'outil EC sont en accord avec ceux de la distribution préalablement générée et qui nous sert de distribution expérimentale dans cet exemple.

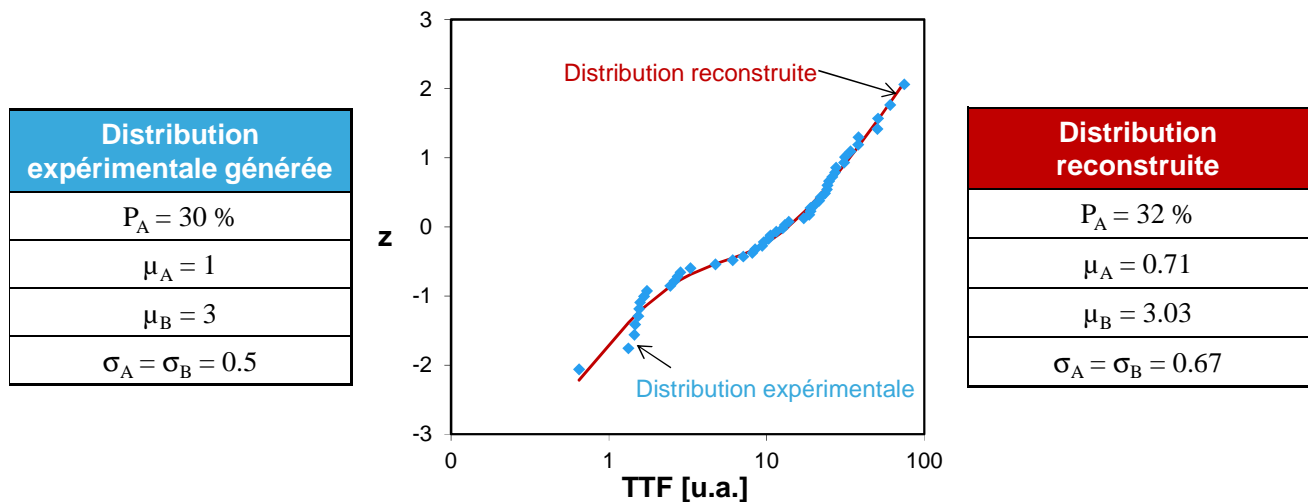


Figure V-8 : Ajustement de la distribution expérimentale et détermination de de ses paramètres par minimisation de l'écart cumulé

La méthode EC de traitement statistique des distributions bimodales sera d'autant plus précise que le nombre de points de la distribution expérimentale est élevé. Une majorité de distributions qui nous ont semblé bimodales au début de ce projet n'étaient en effet que le fruit d'un faible échantillonnage. C'est la raison pour laquelle nous avons construit notre outil pour un échantillonnage minimum de 50. Bien que l'outil puisse être appliqué à des échantillonnages plus faibles, les résultats obtenus seraient sujets à caution. Nous présenterons par la suite une structure qui nous permettra d'obtenir un échantillonnage beaucoup plus important. Nous nous intéresserons aussi aux facteurs qui conduisent à l'apparition de défaillances précoces systématiques.

3. Génération et détection de défaillances précoces

3.1. Génération de défaillances précoces

Des distributions simulées de TTF ont été utilisées pour présenter l'outil EC. Nous nous intéressons à présent aux distributions obtenues expérimentalement. L'attention est portée sur les facteurs qui peuvent conduire à l'apparition de défaillances précoces intrinsèques. Ainsi, nous étudions l'influence des conditions d'accélération et du procédé de fabrication sur ce type de défaillances.

3.1.1. Effet des conditions d'accélération

Dans cette partie, nous évaluons l'impact du courant et de la température sur la formation de cavités dans les lignes de cuivre et sur l'apparition ou non de défaillances précoces durant les tests d'électromigration. L'intérêt est de déterminer dans quelle mesure les conditions d'accélération qui sont appliquées aux lignes durant le test d'électromigration affectent la cinétique de dégradation.

Conclusion

Cette étude a été réalisée sur la structure de type NIST de la technologie 40 nm telle que décrite dans le chapitre 3. Nous considérons trois conditions de courant et de température de test dont les détails sont récapitulés dans le tableau V-1. Les densités de courant dans les lignes de test sont exprimées en fonction de la densité de courant dans les circuits en fonctionnement réel J_{op} (densité de courant opérationnelle).

	260°C	300°C	340°C
$3 \times J_{op}$		x	
$10 \times J_{op}$	x	x	x
$20 \times J_{op}$		x	

Tableau V-1 : Conditions de test pour l'étude de l'impact des conditions d'accélération sur la présence de défaillances précoces

Les distributions de TTF dans le cas de différentes valeurs de courant et de températures de test définies ci-dessus sont présentées sur la figure V-9.

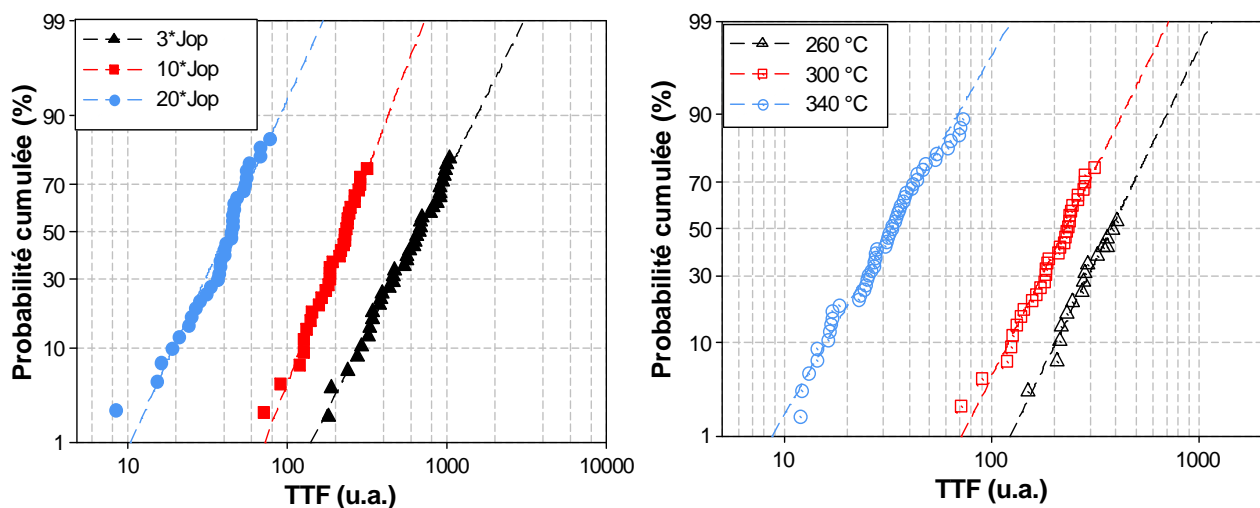


Figure V-9 : Distributions des TTF pour différentes valeurs de courant de test (gauche) et valeurs de températures de test (droite) ainsi que les résultats respectifs du test de bimodalité EC

On remarque au premier abord que chacune des distributions de la figure précédente s'ajuste correctement avec la distribution lognormale théorique représentée par la droite de Henry. On en déduit que les conditions d'accélération n'engendrent pas de défaillances précoces. Ceci est confirmé par l'analyse de ces distributions avec notre test statistique de bimodalité EC et dont les résultats sont regroupés dans le tableau V-2.

Courant (mA)	E	Ecrit	Distribution
0.078	2.87 %	3.4 %	Monomodale
0.26	2.74 %		Monomodale
0.52	3.19 %		Monomodale
Température (°C)	E	Ecrit	Distribution
260	2.57 %	3.4 %	Monomodale
300	2.74 %		Monomodale
340	1.26 %		Monomodale

Tableau V-2 : Résultats du test EC appliqué aux distributions issues des tests à différentes conditions d'accélération

Dans les plages de courant et de température considérées lors de cette étude, aucun mode de dégradation supplémentaire n'est détecté. Il n'y a donc pas d'influence de l'accélération des tests d'électromigration sur l'apparition de défaillances précoces. En analysant cependant les distributions de sauts de résistance au moment de la défaillance (R_{step}), on remarque la présence de deux groupes de population : valeurs élevées de R_{step} et valeurs plus faibles. En considérant l'hypothèse de cavité rectangulaire évoquée dans le chapitre 3 (équation III-8), on peut estimer la longueur critique d'une cavité (l_c) au moment du saut abrupte de résistance. C'est donc la distribution des longueurs critiques de cavités au moment de la défaillance que nous reportons sur la figure V-10. Les valeurs de l_c très élevées sont incompatibles avec l'hypothèse d'une cavité rectangulaire se formant dans la ligne. En effet, il est peu probable qu'une cavité présente au moment de la défaillance une longueur de l'ordre du micron alors que l'épaisseur de la ligne est de l'ordre du dixième de micromètre. Ces cavités dont la longueur l_c paraît fausse correspondent en réalité à des cavités interceptant le via au moment de leur formation (figure V-11).

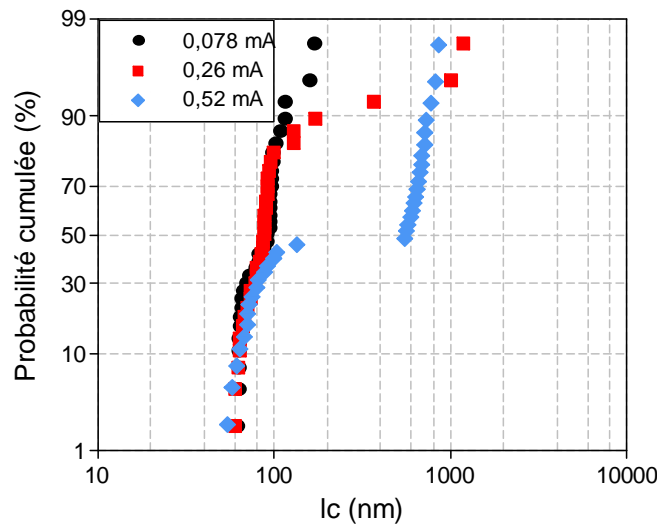


Figure V-10 : Distribution des valeurs de longueurs critiques de cavité l_c pour différentes valeurs de courant de test. La proportion de cavités apparaissant sous le via augmente avec le courant appliqué

On remarque en analysant les distributions de l_c que la proportion de cavités apparaissant sous le via augmente en utilisant des conditions d'accélération plus élevées. Les cavités se formant sous le via nécessitant moins de déplacement de matière pour causer la défaillance de la ligne, on s'attend naturellement à ce qu'elles engendrent des défaillances précoces. Plusieurs auteurs vont dans ce sens et considèrent ainsi que les cavités sous via correspondent à un mode de défaillance précoce [90][91][92]. Cependant, l'analyse des distributions des TTF sur nos échantillons et pour différentes conditions d'accélération montrent la présence d'un seul mode de dégradation. Dans l'ensemble des tests que nous avons menés, nous avons en réalité observé que bien souvent des cavités apparaissant sous le via possédaient des valeurs élevées des temps à la défaillance. Pour illustrer ce fait, nous avons analysé deux échantillons à l'issue d'un test d'électromigration. L'un des échantillons présente une cavité dans la ligne alors que l'autre correspond à une cavité se formant sous le via (figure V-11). Bien que les volumes de cavités sur les deux échantillons soient du même ordre de grandeur, l'échantillon avec une cavité sous le via présente un TTF meilleur que celui avec la cavité se formant dans la ligne.

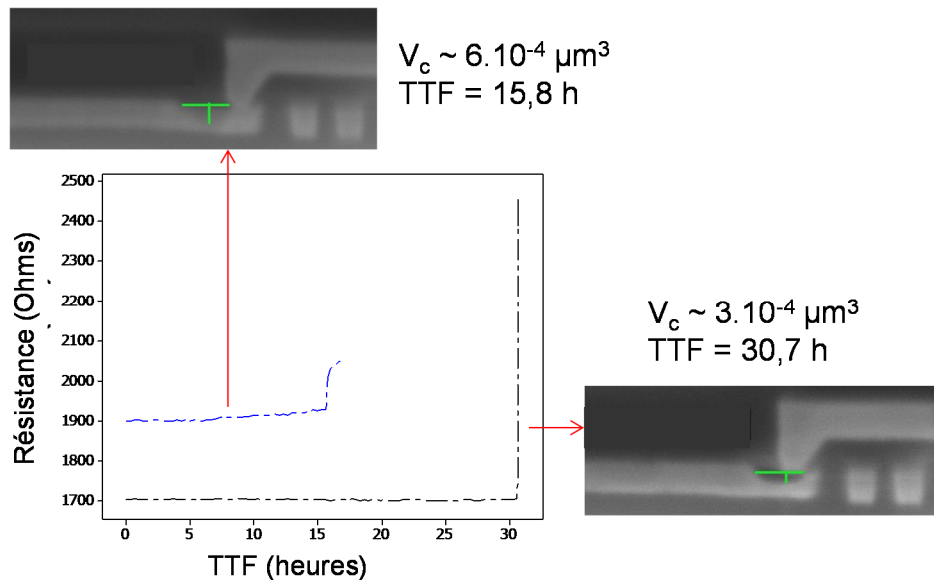
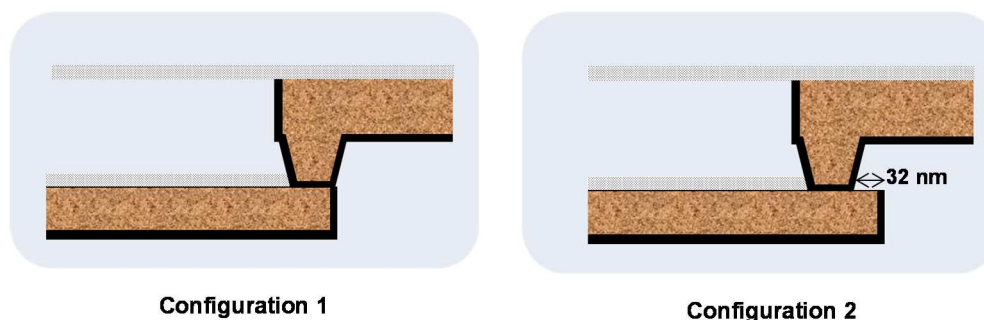


Figure V-11 : Analyse de deux échantillons présentant des localisations de cavités différentes. L'échantillon avec une cavité se formant sous le via présente un meilleur TTF que celui avec une cavité dans la ligne

De l'analyse de l'impact des conditions d'accélération sur les tests d'électromigration, nous tirons donc deux enseignements importants. Premièrement, les conditions d'accélération n'influencent pas la génération de défaillances précoces. La seconde conclusion fait état de l'augmentation des cavités apparaissant sous le via lorsque le test est fortement accéléré. Nous avons montré cependant que pour la configuration testée (lignes NIST), les cavités apparaissant sous le via et qui nécessitent moins de matière pour causer la défaillance des lignes ne correspondent pas systématiquement aux temps à la défaillance les plus faibles.

3.1.2. Etude de bimodalité sur un procédé non optimisé

Après avoir montré que les conditions d'accélération du test d'électromigration n'engendraient pas de défaillances précoces, nous étudions à présent l'impact du procédé de fabrication. Nous effectuons cette étude pour un procédé non optimisé. Les lignes de test considérées ici possèdent des variations en bout de ligne au niveau de la cathode. Nous rappelons que la cathode est la zone critique de défaillance par électromigration puisque c'est la source d'électrons qui par friction avec les atomes de cuivre entraînent un déplacement de matière et ainsi conduit à la formation d'une cavité. Deux configurations de lignes de test sont étudiées. Celles-ci concernent la variation de distance entre le via et l'extrémité de la ligne de test. Dans la première configuration l'extrémité de la ligne arrive directement à l'aplomb du via alors que dans la seconde, la ligne est étendue d'environ 32 nm après le via (figure V-12).

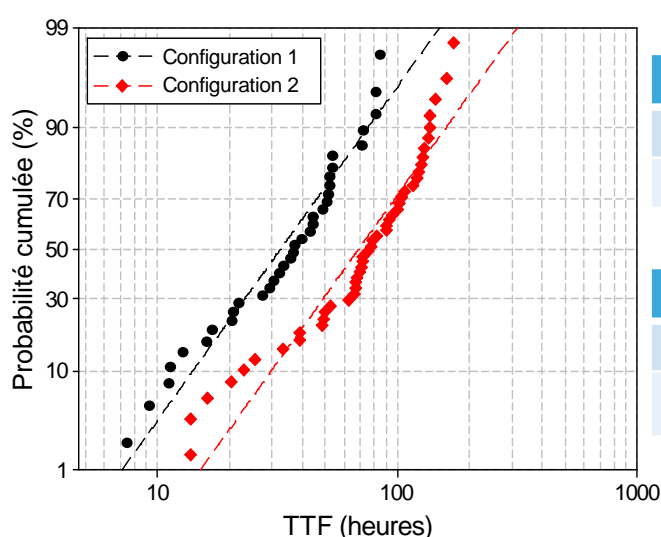


Configuration 1

Configuration 2

Figure V-12 : Description des structures pour l'exemple de bimodalité sur un procédé non optimisé

L'analyse des distributions de TTF (méthode EC) des deux configurations permet de distinguer deux modes de dégradation distincts pour les lignes de la deuxième configuration tandis que pour la première, un seul mode de dégradation est actif.



Configuration 1

$E = 2.83 \%$

$E_c = 4.35 \%$

$E < E_c$
Distribution monomodale

Configuration 2

$E = 7.67 \%$

$E_c = 4.35 \%$

$E > E_c$
Distribution
bimodale

Mode A = 20 %

Figure V-13 : Distributions TTF de lignes avec variation de la distance via / extrémité de la ligne de test

La distribution bimodale de la figure V-13 présente une proportion non négligeable de défaillances précoces. Environ 20% des lignes défont suivant un mode particulier qui entraîne qu'elles ont de faibles TTF par rapport au reste de la population. L'explication de ce comportement provient de l'algorithme de correction optique (OPC¹⁷). En effet, les dimensions des structure telles que définies sur la figure V-11 sont quelque peu altérées. L'algorithme de correction optique (que nous ne détaillons pas ici) est un outil qui permet d'optimiser l'espace des différents motifs dessinés sur un masque. Celui-ci induit de « légères » modifications dimensionnelles en tenant compte des règles de dessin et de l'environnement des lignes. Dans le cas qui nous concerne, la distance entre le via et la ligne a été réduite comme le confirme la figure V-14. L'extension de 17 nm de l'extrémité de la ligne sur le dessin est rognée en réalité. Cela conduit à ce qu'une partie du via ne se trouve pas en contact avec la ligne de test.

¹⁷ OPC : Optical Positioning Control

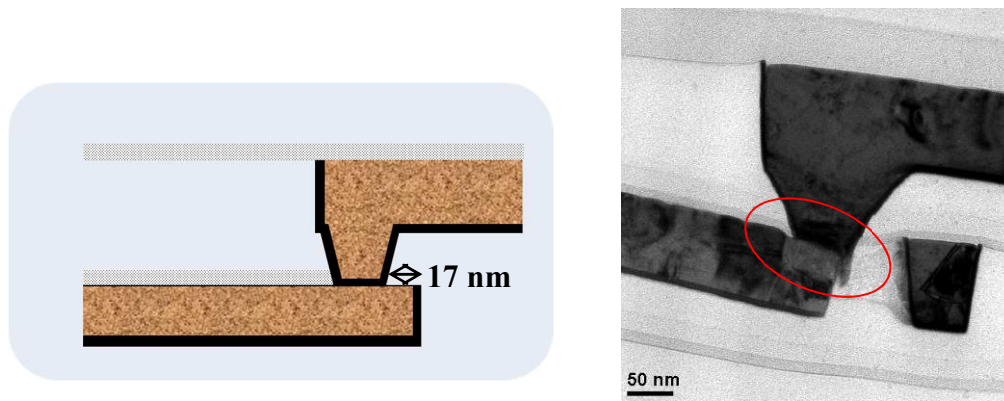


Figure V-14 : Exemple d'une correction OPC ; l'extension de 17 nm du dessin (gauche) a été rognée après la correction optique (droite) image MET de l'extrémité de la ligne de test

De l'observation précédente, on déduit que dans la configuration 1, seule une portion du via tombe effectivement sur la ligne. La surface de contact entre le via et l'extrémité de la ligne est alors réduite entraînant ainsi des TTF plus faibles. Ceci pourrait s'expliquer par un effet de densité de courant transportée par le via. En effet, la section du via étant réduite, la densité de courant qu'il transporte par rapport à la consigne de test est plus élevée. Ainsi, la portion de ligne directement sous le via voit traverser une densité de courant plus élevée ; les atomes situés à cet endroit se déplacent donc beaucoup plus vite que dans le reste de la ligne. Le résultat est donc la formation plus rapide d'une cavité sous le via et ainsi des TTF plus faibles. Il découle de tout ceci que la bimodalité observée pour la population de lignes de la deuxième configuration est le fait du mélange :

- de cavités apparaissant dans la zone de désalignement entre le via et la ligne (défaillances précoces)
- et, de cavités apparaissant dans la ligne, hors de la zone de désalignement (défaillances tardives).

La deuxième configuration permet alors de différencier des cavités apparaissant directement sous le via de celles se formant plus loin dans la ligne ; ce qui n'est pas le cas avec la configuration standard (§ 3.1.1).

L'analyse des distributions bimodales des temps à la défaillance effectuée dans cette première partie porte sur un échantillonnage usuel en fiabilité pour l'électromigration d'environ 50. Cependant, comme la quasi-totalité des problèmes statistiques où une population d'échantillons est analysée, l'augmentation de l'échantillonnage augmente la précision des outils d'analyses utilisés et renforce les conclusions tirées de ces outils. En plus de cette remarque et, comme nous l'avons rappelé au cours des précédents chapitres, on évalue en pratique la durée de vie de milliers de lignes à partir de l'échantillonnage de test qui est très réduit. La précision de cette extrapolation ne serait

que meilleure si on parvenait à nous rapprocher le plus possible en augmentant l'échantillonnage du test du nombre réel de lignes dont on évalue la fiabilité par extrapolation.

3.2. Détection de défaillances précoces

La nécessité d'augmenter l'échantillonnage de test pour améliorer la fiabilité des interconnexions vis-à-vis de l'électromigration est apparu au cours des précédentes parties comme un axe de travail majeur. Nous proposons dans ce paragraphe le détail de l'analyse d'une nouvelle structure de test que nous avons mise au point : la structure *multi liens*. Cette dernière offre l'avantage d'atteindre de très faibles taux de défaillance tout en respectant les contraintes liées à une simple augmentation du nombre de liens unitaires par la méthode usuelle. En effet, la première idée qui vient à l'esprit lorsque se pose le problème d'augmentation de l'échantillonnage, c'est de simplement augmenter le nombre d'individus de la population (ici les lignes de cuivre). On pourrait alors décider pour chaque test d'électromigration de considérer un nombre plus important de boîtiers. Malheureusement, cette solution implique de nombreuses conséquences en termes de coûts et de temps d'exécution incompatibles avec les contraintes de temps et de budget liées au contexte industriel. La simple multiplication des boîtiers individuels entraîne mécaniquement une augmentation du nombre de plaques de silicium nécessaires. Le temps et les couts liés à l'assemblage de ces boîtiers augmentent en conséquence. Nous proposons une solution innovante qui permet tout en conservant un nombre de boîtiers équivalent à celui utilisé actuellement, de détecter des TTF à des taux de défaillance très faibles. En utilisation optimale, notre nouvelle structure permet d'étudier le phénomène d'électromigration directement à des taux de défaillance se rapprochant de ceux définis dans les cahiers de charge de qualification de procédés.

3.2.1. *Description de la structure multi liens*

La structure et les résultats que nous décrivons ici proviennent du nœud technologique 55 nm. Les lignes de cuivre analysées ici ne contiennent pas d'impuretés (aluminium ou manganèse) contrairement aux lignes étudiées dans le chapitre précédent. L'idée de la structure multi liens est d'augmenter le nombre de lignes disponibles pour le test d'électromigration à l'intérieur de chaque boîtier tout en tenant compte des différentes limitations expérimentales. Un nombre N de liens élémentaires identiques sont connectés en série (figure V-15). Chaque lien élémentaire a une longueur de 200 μm et a une largeur W de 100 nm à la cathode, sur une distance de 2 μm ; le lien est ensuite élargi à $2W$ sur tout le reste de sa longueur. Cet élargissement permet de réduire la résistance électrique du lien élémentaire. Les liens élémentaires sont connectés entre eux par des maillons suffisamment larges et courts afin d'être immunisés contre l'électromigration grâce à l'effet Blech.

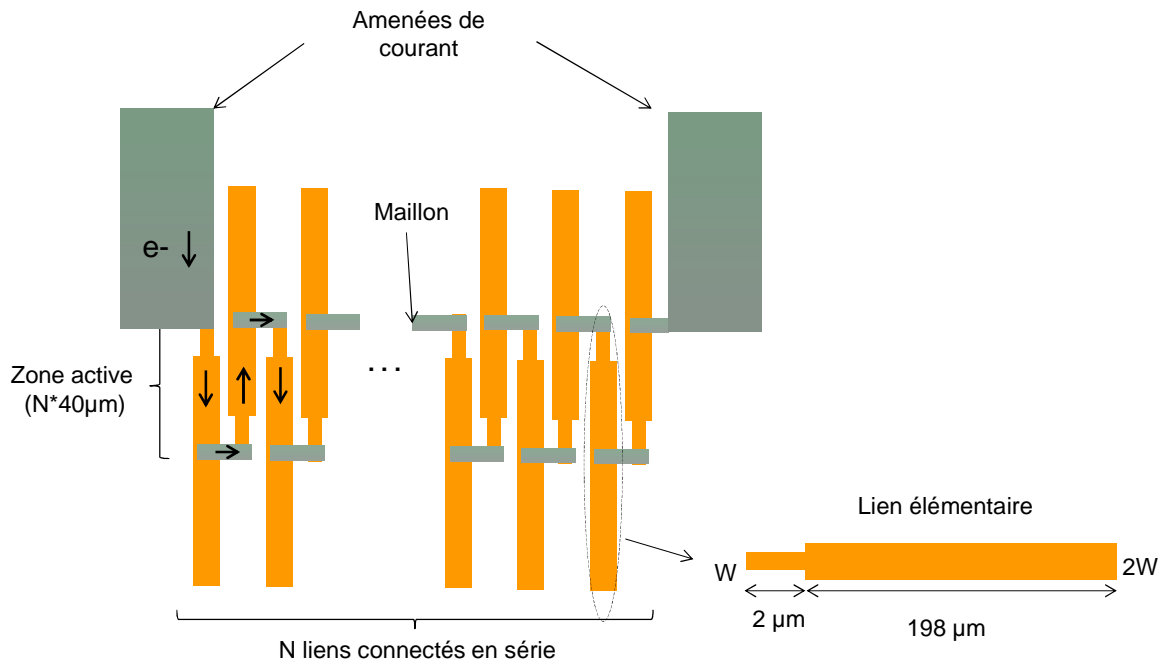


Figure V-15 : Description en vue de dessus de la structure multi liens et du lien élémentaire correspondant

Afin de réduire la résistance électrique globale de la structure, on définit une région active de $40\ \mu\text{m}$ sur chaque lien élémentaire. Le reste de la ligne au-delà des $40\ \mu\text{m}$ de la zone active permet d'assurer la continuité de la diffusion de matière de sorte qu'on n'ait pas de frontière bloquante et donc de s'affranchir de l'effet Blech. Au final, la structure s'apparente à une ligne de test d'une longueur totale de $N \times 40\ \mu\text{m}$ composée successivement de portions fine et large. La nécessité de réduction de la résistance électrique de la structure provient essentiellement des limitations du banc de mesures. Nous avons donc pris en compte les performances et limites de l'appareil de mesure en termes de résolution et de précision de mesure lors de la définition des caractéristiques de la structure multi liens. De la même manière, il apparaît que le nombre de liens utilisés ne peut être infini. Dans notre cas, nous avons fixé la valeur de $N = 100$ liens élémentaires comme valeur optimale compte tenu des caractéristiques du banc de mesures et de notre objectif d'accéder à des taux de défaillance très faibles. Une illustration de l'idée de réduction de la résistance électrique de la structure multi liens est présentée sur la figure V-16. Nous y reportons un exemple de distributions de résistances électriques obtenues pour une structure multi liens ($N = 100$) en comparaison d'une structure standard de largeur W et de longueur totale $N \times 40\ \mu\text{m}$. On remarque aisément qu'avec la configuration choisie, la résistance de la structure multi liens est réduite d'environ un quart par rapport à une structure multi liens qui utiliserait le lien standard comme lien unitaire.

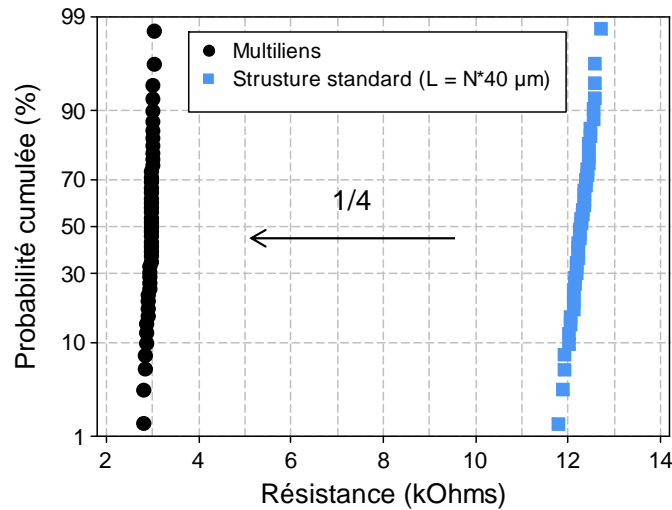


Figure V-16 : Exemple de comparaison de résistance électrique entre la structure multi liens et la structure standard équivalente

Les liens élémentaires de notre structure étant statistiquement équivalents, la probabilité de défaillance est la même pour chacun des liens contenus dans la structure. Ainsi, ce n'est pas forcément le premier lien connecté à l'amenée de courant au niveau de la cathode qui défaillera en premier. Un même courant de test est appliqué aux liens indépendants connectés en série. Et, tant qu'il y a continuité dans la structure, le même courant circule dans toutes les lignes. La courbe d'évolution de résistance qui en résulte est en marches d'escaliers (Figure V-17). Chaque saut sur la courbe correspond à la défaillance d'un lien composant la structure.

Les temps correspondants aux sauts d'augmentation de résistance sur la courbe $R(t)$ de la structure multi liens sont enregistrés et comptés comme temps de défaillance de liens constituant la structure. Il se pose cependant la question de l'existence d'une cavité pour chaque saut de résistance enregistré.

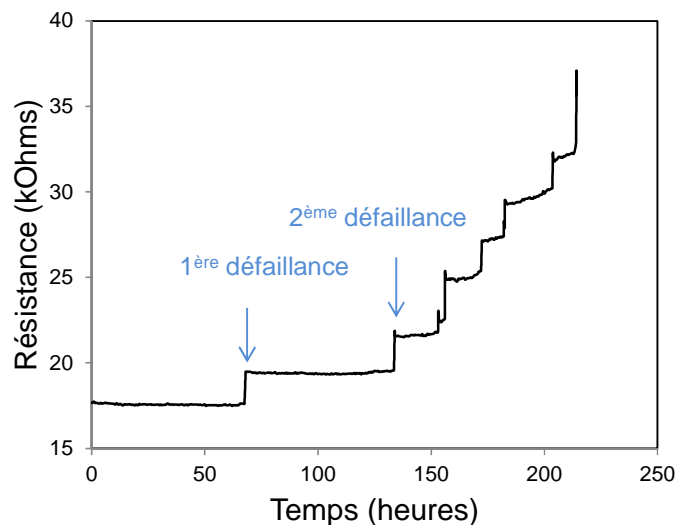


Figure V-17 : Evolution caractéristique en marches d'escaliers de la résistance électrique de la structure multi liens au cours du test d'électromigration

Conclusion

Pour vérifier cet aspect, nous avons à l'issue d'un test d'électromigration comparé le nombre de sauts détectés sur la courbe de résistance au nombre de cavités observées au MEB (figure V-18). Pour l'ensemble des trois échantillons analysés, le nombre de cavités observées au MEB est supérieur au nombre de sauts détectés sur la courbe d'évolution de résistance. Plusieurs raisons peuvent expliquer ce décalage ; autant du point de vue de la détection électrique que de l'observation des cavités :

- Les cavités sont observées en vue de dessus comme on le voit sur la figure V-19. Nous n'avons de ce fait pas d'information sur l'étendue des cavités dans l'épaisseur de la ligne. En effet, comme mentionné dans les chapitres 2 et 3, le saut de résistance est détecté uniquement lorsque la cavité atteint la barrière de tantale en fond de ligne. Il est donc probable qu'une partie des cavités comptabilisées n'ont pas débouché sur la barrière de tantale et n'ont ainsi pas donné lieu à un saut de résistance sur la courbe $R(t)$.
- En plus des raisons sus évoquées, le décalage entre le nombre de cavités observées sur la structure multi liens et le nombre de sauts détectés peut provenir de la méthode de détection des sauts en elle-même. Pour deux lignes dont les défaillances ont lieu à des temps très proches, on ne détectera qu'un seul saut au lieu de deux.

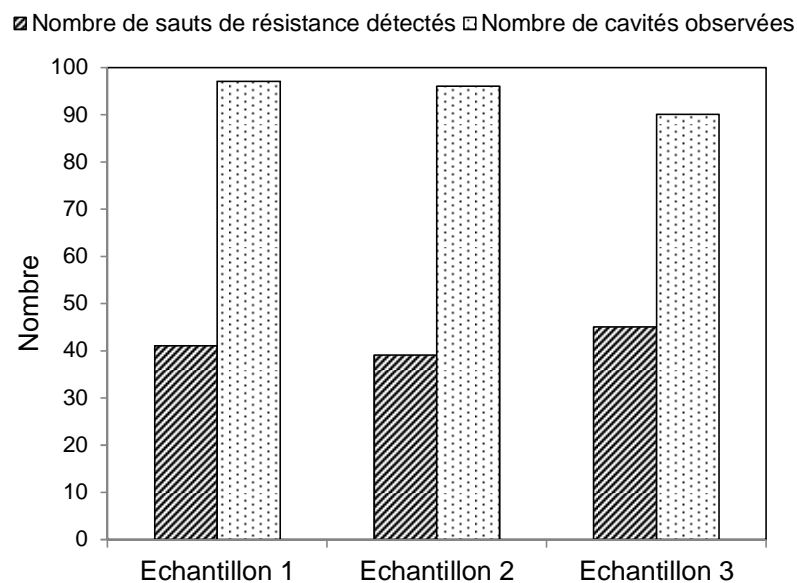


Figure V-18 : Comparaison entre le nombre de cavités observées en vue de dessus et le nombre de sauts de résistance détectés pour trois échantillons de la structure multi liens

Dans le chapitre précédent, nous avons discuté des performances d'une structure identique au lien élémentaire de la structure multi liens. Il s'est alors posé la question de la position de la cavité conduisant à la défaillance que nous avons estimé se trouver dans le segment fin au niveau de la cathode. L'amélioration des performances observées n'étaient alors pas le fait de cavités

apparaissant dans le segment large où une plus grande quantité de matière est nécessaire pour former la cavité. Disposant ici d'un nombre de liens plus important sur une même structure de test, nous avons déterminé les positions de cavités à partir de clichés MEB en vue de dessus (Figure V-19). Il ressort que pour ce type de structures, les cavités apparaissent bien dans la partie fine au niveau de la cathode. Ceci confirme donc l'hypothèse évoquée au chapitre précédent.

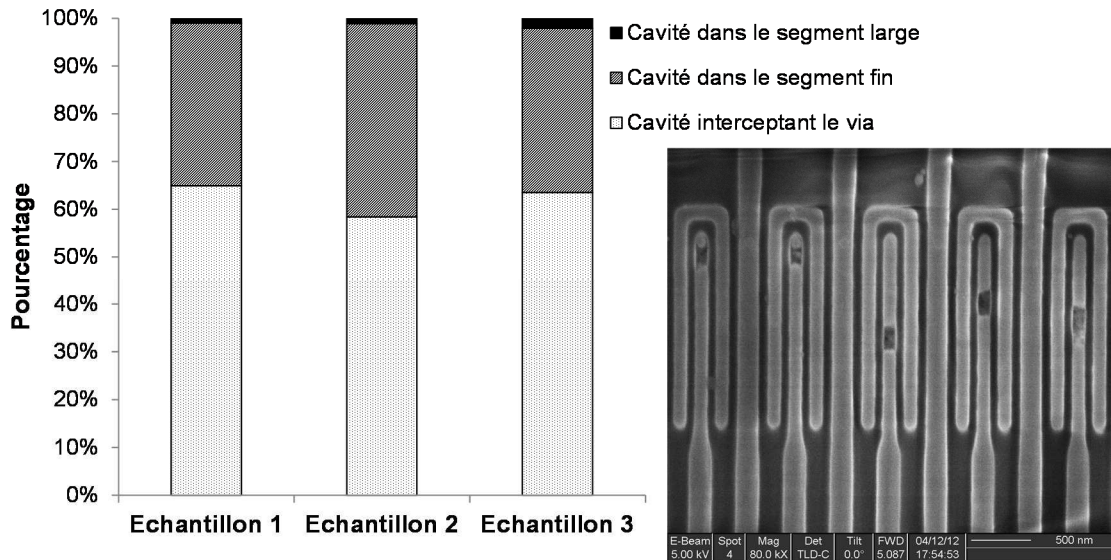


Figure V-19 : (Gauche) Localisation des cavités pour trois échantillons multi liens. (Droite) Exemple d'une coupe MEB en vue de dessus d'une portion de structure multi liens dans laquelle on observe différentes positions de cavités

3.2.2. TTF aux faibles taux de défaillance

Les caractéristiques de notre structure multi liens ayant été décrites, nous nous intéressons à présent à l'aspect principal qui concerne la détection des TTF aux faibles taux de défaillance. Nous considérons dans un premier temps uniquement la première défaillance détectée sur chacun des 57 boîtiers testés contenant la structure multi liens. Dans cette configuration, lorsque la première défaillance est détectée sur un boîtier, on considère que toute la structure présente sur ce boîtier qui a défailli. Cette approche est qualifiée d'approche « lien faible » car c'est le lien le plus faible du système qui conditionne la défaillance de l'ensemble de la structure. La distribution des premières défaillances est reportée sur la figure (V-20). Le plus faible taux de défaillance obtenu est de 0,017%. On gagne un facteur 100 en comparaison avec la méthode usuelle où l'on ne considère que des lignes individuelles sur chaque boîtier de test.

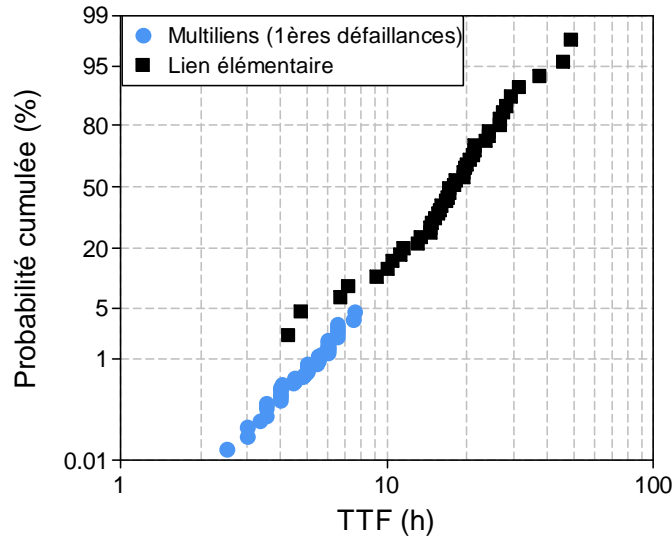


Figure V-20 : (Gauche) Distribution des TTF des premières défaillances des échantillons multi liens testés. (Droite) Evolution du taux de défaillance le plus faible en fonction du nombre total de liens

Afin de mettre en regard les données TTF issues des deux distributions, on effectue une mise à l'échelle des données des structures multi liens. Soit N le nombre de liens total de la structure. Son taux de survie R_N est le produit des taux de survie de chaque lien composant la structure :

$$R_N = \prod_{i=1}^N R_i \quad (\text{V-4})$$

L'expression précédente peut être réécrite en fonction du taux de défaillance :

$$1 - F_N(t) = (1 - F_i(t))^N \quad (\text{V-5})$$

On applique la relation (V-5) aux TTF des structures multi liens en considérant d'une part uniquement les premières défaillances et, par la suite, toutes les défaillances détectées. Il ressort alors deux principaux enseignements de la figure V-21 qui compare les distributions de TTF des structures multi liens et des liens élémentaires :

- On obtient une parfaite correspondance entre les deux distributions de TTF, qui s'ajustent sur la même droite de Henry.
- Il n'y a pas de déviation de la loi lognormale des TTF en considérant les structures multi liens ; les écart-types des deux distributions sont équivalents.

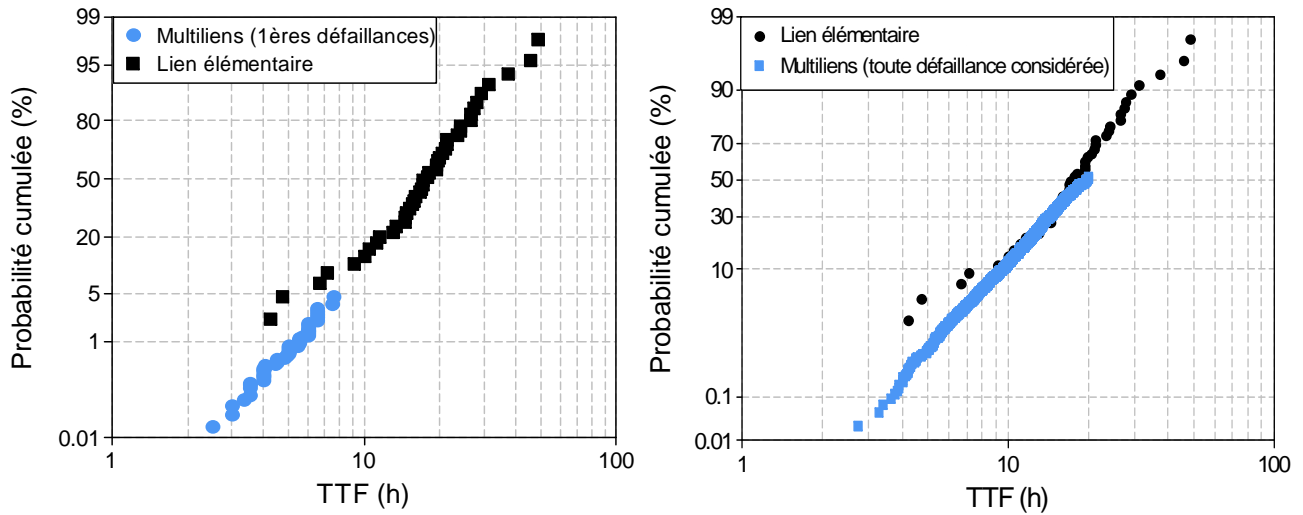


Figure V-21 : Comparaison des distributions de TTF des structures multi liens et des liens élémentaires testés individuellement. (Gauche) Premières défaillances, (Droite) toutes les défaillances détectées des structures multi liens

Ainsi, la structure multi liens rend fidèlement compte du phénomène de dégradation d'électromigration sur un nombre élevé de liens. Le dernier aspect relatif aux caractéristiques des structures multi liens concerne l'étude de la bimodalité de la distribution des TTF. Nous avons en effet vu en début de ce chapitre que les défaillances précoces sont celles qui interviennent le plus rapidement dans la distribution et conduisent à la bimodalité de la distribution. La structure multi liens est un moyen pour étudier cette bimodalité puisqu'elle permet d'obtenir des TTF plus faibles pour les premières défaillances que ceux obtenus avec les liens élémentaires testés individuellement. L'application de notre outil de bimodalité EC aux TTF enregistrés pour la structure élémentaire et pour la structure multi liens montre que les deux distributions obtenues sont monomodales. Le résultat du test de bimodalité est donc cohérent pour les deux types de structures et confirme ainsi la qualité de la structure multi liens pour détecter les faibles TTF. Notons que pour des procédés ou des configurations de lignes conduisant à l'apparition de défaillances précoces, la structure multi liens permettra non seulement de les détecter plus facilement mais aussi de les caractériser (μ et σ).

3.3. Prédiction des durées de vie à partir de données expérimentales

Dans cette dernière partie, nous abordons le problème de prédiction des durées de vie sur un nombre élevé de lignes à partir d'un échantillonnage de test réduit. Cet aspect est majeur dans les questions de fiabilité et plus particulièrement dans le cas des interconnexions. En effet, un circuit électronique renferme des centaines de milliers de lignes interconnectées et, usuellement, leur fiabilité est évaluée à partir de données de tests provenant de quelques dizaines de lignes. En nous aidant des propriétés de la statistique des valeurs extrêmes, nous avons effectué cette prédiction.

Conclusion

Cette prédiction est vérifiée et confirmée expérimentalement à l'aide de la structure multi liens. C'est la première fois à notre connaissance qu'est apportée une confirmation expérimentale de ces lois en ce qui concerne l'électromigration dans les interconnexions.

Soit N un nombre élevé de lignes de test indépendantes et identiquement distribuées (c'est le cas des multi liens). Soit les défaillances d'ordre m de la population N de lignes (les premières défaillances sur chacun des boitiers multi liens correspondent à une valeur de $m = 1$). Gumbel montre d'après la statistique des valeurs extrêmes que la distribution des défaillances d'ordre m (avec N très grand et m petit) peut être approximée par[93][94]:

$$\Phi_m(t) = 1 - \exp \left[-m \exp \left(\frac{z - b_m}{a_m} \right) \right] \times \left\{ \sum_{k=0}^{m-1} \frac{m^k e^{k \left(\frac{z - b_m}{a_m} \right)}}{k!} \right\} \quad (V-6)$$

Où z correspond au changement de variable défini en début de chapitre ($z = \frac{\ln t - \ln \mu}{\sigma}$) ; a_m et b_m sont des paramètres de mise à l'échelle. Ces derniers reliés à la distribution parente qui ici est la loi de distribution lognormale, sont tels que :

$$F(b_m) = \frac{m}{N} \quad (V-7a)$$

$$a_m = -N \frac{db_m}{dN} \quad (V-7b)$$

Les paramètres a_m et b_m associés à l'équation (V-6) permettent de relier n'importe quelle distribution parente (ici la loi lognormale des temps à la défaillance) à la distribution des m -ièmes plus petites valeurs. C'est à notre connaissance la première fois que le lien entre des données expérimentales et la statistique des valeurs extrêmes est évoqué à l'aide de ces paramètres de mise à l'échelle.

En insérant l'expression de z dans l'équation (V-6), l'expression de la probabilité cumulée de défaillance des m -ièmes plus petites valeurs parmi N échantillons (avec N grand et m petit) devient :

$$\Phi_m(t) = 1 - \exp \left[- \left(m \left(\frac{t}{\mu_m} \right)^{\beta_m} \right) \right] \times \left\{ \sum_{k=0}^{m-1} \frac{\left(m \left(\frac{t}{\mu_m} \right)^{\beta_m} \right)^k}{k!} \right\} \quad (V-8)$$

Avec $\beta_m = \frac{1}{\sigma a_m}$ et $\mu_m = \mu \exp(\sigma b_m)$

Pour le cas des premières défaillances, $m = 1$ et l'expression V-8) devient :

$$\boxed{\Phi_1(t) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\mu_1}\right)^{\beta_1}\right)} \quad (\text{V-9})$$

Cette dernière expression est une distribution de Weibull. Ainsi, en réalité, les premières défaillances enregistrées sur les échantillons multi liens (figure V-19) sont régies par une loi de distribution de Weibull. Le résultat que nous obtenons est ainsi conforme avec l'approche « lien faible » utilisée pour les premières défaillances et qui est généralement utilisée dans les problèmes de fiabilité [95]. Les valeurs des paramètres a_1 et b_1 relatifs aux premières défaillances parmi N échantillons sont approchées par :

$$a_1 = \frac{1}{\sqrt{2 \ln(N)}} \quad (\text{V-10a})$$

$$b_1 = -\sqrt{2 \ln(N)} + \frac{\ln(\ln(N)) + \ln(4\pi)}{2\sqrt{2 \ln(N)}} \quad (\text{V-10b})$$

Dans un souci de clarté, le détail du développement des équations de cette section n'a pas été effectué ici. Toutefois, nous reprenons dans l'annexe C, à la fin du manuscrit, les expressions générales que nous avons considérées pour simuler les durées de vie dans le cas d'un échantillonnage important.

Les premières défaillances parmi N étant régies par une loi de Weibull, nous allons nous placer en échelle Weibull pour tracer les distributions des temps à la défaillance. Dans ce cas, la distribution des TTF des données simulées formera une droite. On applique deux fois le logarithme à l'équation (V-9) et on obtient :

$$W(t) = \ln(-\ln(1 - \Phi_1(t))) = \frac{1}{\sigma a_1} \ln\left(\frac{t}{\mu}\right) - \frac{b_1}{a_1} \quad (\text{V-11})$$

L'ensemble des simulations de distributions et des calculs ont été effectués à l'aide des logiciels Matchcad® et Excel®. En partant des paramètres de la distribution expérimentale des liens élémentaires (μ et σ), on simule la distribution des premières défaillances parmi N que l'on compare ensuite à la distribution expérimentale des premières défaillances sur les boîtiers multi liens (figure V-21).

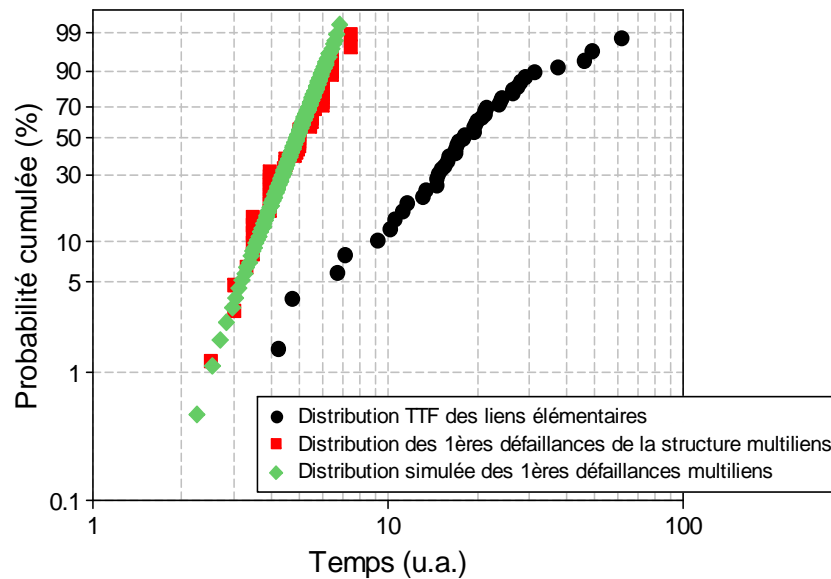


Figure V-22 : Comparaison entre la distribution expérimentale des premières défaillances sur la structure multi liens et la distribution simulée à partir de la distribution des liens élémentaires et des lois de valeurs extrêmes (En échelle de Weibull)

Sur le graphe précédent, les distributions sont représentées en échelle de Weibull. Ainsi, la distribution expérimentale des liens élémentaires présente une courbure car cette dernière est régie par une loi lognormale. Le graphe précédent montre également un bon ajustement entre la distribution expérimentale des premières défaillances issue des structures multi liens et, la distribution simulée à partir des données des liens élémentaires. C'est la première fois que cette corrélation entre données expérimentales et distribution simulée est établie dans le cadre de l'électromigration dans les interconnexions. Le choix de travailler avec les premières défaillances (les plus faibles) se justifie par le fait que c'est les temps les plus faibles d'un système qui vont généralement déterminer sa fiabilité. Nous sommes donc capables pour la configuration de liens élémentaires choisie de prédire la fiabilité d'un nombre important de lignes à partir de données expérimentales issues d'un faible échantillonnage.

4. Synthèse

Deux aspects principaux relatifs à l'analyse statistique des durées de vie des lignes de cuivre sont abordés dans ce chapitre. Nous nous intéressons à la notion de défaillances précoces. Celles-ci apparaissant très tôt dans la distribution des TTF conduisent à la bimodalité de la distribution. Nous présentons la méthode des écarts cumulés (EC) que nous avons mise au point. Cette dernière permet de détecter la bimodalité d'une distribution des TTF et, le cas échéant, de déterminer les paramètres caractéristiques de chacun des modes constituant la distribution. Nous montrons ensuite que les conditions d'accélération n'engendrent pas de distributions bimodales. De plus, les cavités apparaissant sous le via et nécessitant peu de déplacement de matière pour causer la défaillance de

la ligne n'ont pas systématiquement les TTF les plus faibles. Les seules distributions bimodales observées sont le fait de défaillances précoces stochastiques ou de modifications de procédés de fabrication ; notamment lorsque la surface de contact entre le via et la ligne est réduite.

La deuxième partie du chapitre se concentre sur la détection des très faibles taux de défaillances. Nous décrivons en détail la structure multi liens que nous avons créée. Elle permet non seulement d'améliorer l'analyse statistique des durées de vie mais aussi de réduire les coûts et la durée des tests d'électromigration. La structure multi liens permet de suivre fidèlement la défaillance par électromigration sur un nombre important de lignes et permet d'atteindre des taux de défaillance très faibles. Nous présentons enfin une méthode de prédiction des durées de vie basée sur les lois de la statistique des valeurs extrêmes. A partir des caractéristiques d'une distribution de TTF de liens élémentaires sur un échantillonnage limité, nous arrivons à prédire la distribution des TTF pour des milliers de lignes. Cette prédiction est notamment confirmée par l'ajustement entre la distribution simulée et la distribution expérimentale des premières défaillances de la structure multi liens.

Conclusion

1. Bilan

Le travail présenté dans ce manuscrit concerne la fiabilité des interconnexions vis-à-vis du phénomène d'électromigration dans les circuits intégrés. Ce phénomène de dégradation conduit à la formation de cavités dans les lignes métalliques et se traduit par une augmentation de leur résistance électrique. Enjeu industriel majeur de la fiabilité des circuits, l'électromigration apparaît de plus en plus critique pour les technologies avancées. Cette criticité se traduit par une difficulté croissante à assurer une durée de vie minimale des interconnexions et, à projeter de façon efficiente ces durées de vie en conditions de fonctionnement pour de faibles taux de défaillance. L'objectif principal de l'étude présentée dans ce manuscrit est ainsi d'améliorer l'évaluation de la fiabilité des interconnexions. Celle-ci permettra notamment d'effectuer des projections robustes de durées de vie des tests accélérés aux conditions réelles de fonctionnement. Pour ce faire, deux axes de travail ont été abordés. Le premier aspect, relatif à l'amélioration des performances des interconnexions repose sur une meilleure compréhension des mécanismes physiques mis en jeu lors de la dégradation par électromigration. Dans un second volet, nous nous sommes intéressés à la méthodologie d'analyse des durées de vie. L'accent a été porté sur les distributions de temps à la défaillance qui apparaissent bimodales. Ces dernières, qui semblent dues à la présence de défaillances précoces influencent fortement les projections de durée de vie aux conditions d'opération des circuits. Dans cette partie consacrée à la méthodologie d'analyse, nous nous sommes également penchés sur la question de l'augmentation de l'échantillonnage de test. Ceci, afin d'améliorer la qualité et la précision des extrapolations aux faibles taux de défaillance.

1.1. Compréhension des mécanismes et amélioration de la durée de vie

La cavité, synonyme de défaillance de la ligne, se forme à la suite du déplacement des atomes de cuivre. L'augmentation de la durée de vie des interconnexions passe donc par la réduction de la vitesse de diffusion de ces atomes qui de fait, permettra de retarder la formation de ladite cavité. Nous avons évalué dans un premier temps les performances d'une ligne de test présentant une transition de microstructure. Cette différence de profil microstructural au sein d'une même ligne est obtenue en faisant varier sa largeur. La zone polycristalline se trouve dans la partie étroite tandis que dans le segment élargi, on trouve des grains de type bambou. Ceux-ci ont la particularité d'occuper toute la section de la ligne. La région polycristalline présente ainsi une forte densité de joints de grains par rapport au segment élargi. Nous avons montré que dans une telle configuration,

les grains de type bambou bloquent la diffusion des atomes provenant de la partie polycristalline de la ligne. Il s'établit alors un gradient de contrainte entre la région polycristalline en compression et la région bambou en tension. Cela se traduit par une réduction de la vitesse de diffusion des atomes de cuivre de la région polycristalline (zone de formation de la cavité) vers la région bambou. Les atomes étant ainsi ralentis, la cavité se forme plus tardivement dans la ligne ; on améliore donc sa durée de vie. C'est la première fois que cet effet de contrainte retour, dû à la microstructure est mis en évidence dans les lignes de cuivre. Il est d'un intérêt certain pour les lignes qui présentent une telle configuration dans les circuits. Ce résultat met également en lumière l'implication de la densité de joints de grains dans le processus de formation de la cavité dans les lignes de cuivre.

Considérant des lignes de largeur constante, nous nous sommes intéressés aux tests bidirectionnels afin de compléter la compréhension du processus de formation de cavité dans l'interconnexion. Nous avons établi que la distribution de lacunes dans la ligne influence sa durée de vie. En éloignant les lacunes des zones sensibles (extrémités de la ligne) en effet, la formation de la cavité est retardée. Ce résultat confirme le scénario de formation d'une microcavité dans la ligne lorsqu'on atteint une concentration critique de lacunes[96]. Le principe de ce test bidirectionnel nous a permis d'étudier les aspects de formation et de guérison de cavité. Nous avons également montré que les processus de formation et de guérison de cavité n'étaient pas les mêmes. La guérison d'une cavité s'accompagne d'une modification de la microstructure locale. On modifie ainsi le point « faible » de la ligne à partir duquel se forme la cavité ; ce qui contribue à améliorer sa durée de vie.

Dans un autre registre, nous avons abordé la question de l'addition de dopants dans la couche d'accroche de cuivre. Cette modification de procédé permet de réduire la diffusion du cuivre à l'interface Cu/SiCN. Celle-ci est identifiée comme le chemin de diffusion majoritaire dans les lignes de cuivre. En nous appuyant à la fois sur les données d'analyse de défaillance et de durée de vie, nous avons proposé le scénario qui permet d'expliquer l'amélioration de durée de vie engendrée par cette addition de dopants. Durant les étapes de recuit et sous l'effet d'un gradient de concentration entre la couche d'accroche et l'interface Cu/SiCN, les atomes dopants diffusent le long des joints de grains vers les points triples (lieux de nucléation des cavités) situés à cette interface. C'est cette présence de dopant à l'interface Cu/SiCN qui permet d'y réduire le mouvement des atomes de cuivre sous l'effet du courant appliqué. Elle renforce par la même occasion l'hypothèse de réactions chimiques entre les dopants et les autres éléments présents aux interfaces.

1.2. Défaillances précoces et augmentation de l'échantillonnage de test

Dans ce volet consacré à la méthodologie d'analyse des durées de vie, nous nous sommes intéressés aux distributions bimodales. Ces dernières semblent liées à la présence de défaillances précoces et impactent fortement la projection des durées de vie aux conditions de fonctionnement. La bimodalité des distributions de temps à la défaillance est encore mal étudiée dans le cadre de la fiabilité des interconnexions. Le premier défi rencontré en présence d'une distribution expérimentale étant de déterminer sa modalité. Nous avons mis au point un outil global qui permet de mieux prendre en compte l'analyse des distributions de durées de vie. Celui-ci, repose sur l'évaluation des écarts cumulés. Il permet dans un premier temps de déterminer la modalité de la distribution. Nous avons ainsi défini une erreur critique au-delà de laquelle on pourra considérer une distribution comme bimodale. Lorsque la bimodalité de la distribution est établie, l'outil permet d'en extraire les paramètres caractéristiques. Les raisons de bimodalité des distributions et de la présence de défaillances précoces ont été ensuite explorées. Il est apparu au cours de cette étude que les conditions d'accélération n'entraînent pas l'apparition de défaillances précoces et par conséquent de distributions bimodales. Néanmoins, les défaillances précoces observées étaient le fait de variations localisées du procédé de fabrication ou d'un artefact dû au faible échantillonnage de test.

La seconde préoccupation de l'aspect méthodologique s'est donc naturellement tournée vers l'augmentation de l'échantillonnage de test. Cette étude trouve sa justification dans la nécessité d'améliorer la précision des analyses et des projections de durées de vie. Nous avons ainsi proposé une nouvelle structure de test dite multi liens. Elle est constituée d'un nombre élevé de lignes indépendantes et connectées en série. Cette nouvelle structure nous a permis d'atteindre de très faibles taux de défaillance, synonyme d'un échantillonnage élevé. La caractérisation de cette structure a ainsi montré qu'elle permet de suivre fidèlement (sans entraîner de biais) et simultanément la dégradation par électromigration d'un nombre élevé de lignes. Pour un procédé présentant des défaillances précoces, la structure multi liens du fait de ces caractéristiques facilitera leur détection. En plus de ces différents aspects, en nous aidant des lois de la statistique des valeurs extrêmes, nous avons pu prédire la durée de vie de milliers de lignes à partir d'un échantillonnage restreint. La validité de cette prédiction a été expérimentalement confirmée avec la structure multi liens. C'est la première fois que dans le cadre de la fiabilité des interconnexions, cette prédiction ainsi que sa confirmation expérimentale est établie.

2. Intérêts industriels et perspectives

Bien que le travail présenté ne soit pas consacré aux procédés de fabrication des interconnexions, ces derniers apparaissent cependant comme un élément essentiel de la fiabilité. Ainsi, relever le défi de la miniaturisation passe par l'optimisation et la définition de nouvelles étapes de fabrication. L'attention devra ainsi être particulièrement portée sur les étapes de barrières de diffusion du cuivre et de remplissage des lignes. Nous avons par exemple montré que la qualité de la barrière métallique influençait fortement la fiabilité des lignes de cuivre et du diélectrique interligne. En ce sens, de nouveaux matériaux de barrière comme le ruthénium sont à l'étude. Conjointement à l'exploration de nouveaux matériaux, l'amélioration des techniques de dépôt apparaît primordiale. Le développement de l'ALD (Atomic Layer Deposition) pour les motifs de plus en plus petits constitue en cela une piste intéressante.

Les outils de traitement des distributions que nous avons mis en place sont indispensables dans le processus de qualification des procédés. Ils permettront à la fois un gain de temps considérable et une meilleure analyse de la fiabilité des interconnexions. Ainsi, la modalité de la distribution des durées de vie n'est plus laissée à l'appréciation de l'opérateur mais se fonde sur des critères définis. Ces outils permettent aussi de cibler les échantillons à observer par microscopie afin de comprendre l'origine de défaillances précoces. Ils contribueront de ce fait à une efficacité opérationnelle qui limitera les coûts liés à des expériences et analyses redondantes. Dans la même lignée, le principe de la structure multi liens a été validé. Cette structure pourra être utilisée dans les procédures de qualification. Elle apporte une réponse au problème de faible échantillonnage de test souvent rencontré dans les évaluations de fiabilité. En effet, en plus du gain de temps considérable, le fait d'atteindre des faibles taux de défaillance permettra de gagner en précision dans l'étude des distributions de temps à la défaillance. L'utilisation de cette structure permettrait par la même occasion une baisse considérable des coûts liés à la mise en boîtiers des structures de test.

Les résultats discutés sur les mécanismes en jeu lors de la dégradation par électromigration sont d'un intérêt certain pour les aspects de modélisation. La notion de distribution de lacunes que nous avons présentée va par exemple dans le sens d'un temps d'incubation. Il est en effet un débat non encore tranché au sujet du scénario de développement de la cavité. D'aucuns décomposent le temps à la défaillance de la ligne en un temps d'incubation suivi d'un temps de croissance. Pour d'autres, la cavité croît dès l'application du courant électrique à la ligne métallique. Une corrélation entre ce temps d'incubation et la densité et distribution de lacunes dans la ligne, en plus de justifier effectivement la notion de temps d'incubation, permettra de le modéliser précisément. La caractérisation expérimentale des lignes au plus près de la cathode et à l'aide de structures dédiées

apportera une justification expérimentale à cette notion. Les effets de microstructure et de densité de joints de grains que nous avons présentés permettront également de modéliser de façon plus précise le processus de formation de cavité dans l'interconnexion. Le nouvel effet de contrainte engendré par la microstructure et qui permet d'augmenter la durée de vie de lignes s'avère très intéressant pour le dessin des circuits. Après l'avoir quantifié de façon effective, il pourra être implémenté comme une extension de l'effet Blech, pour l'application efficiente des règles de courant dans les circuits en fonctionnement.

Annexe A : *Microscopie électronique et analyse chimique*

Les différentes techniques d'analyse chimique et d'imagerie électronique évoquées dans le manuscrit sont brièvement décrites dans cette annexe. Celles-ci nous ont servi de techniques complémentaires de caractérisation de l'électromigration. En particulier, elles nous auront servi de support dans la discussion des mécanismes en jeu lors de la dégradation par électromigration dans les interconnexions en cuivre.

L'interaction électrons / matière constitue la base des techniques de caractérisation décrites ici. L'impact d'un faisceau électronique, à haute énergie, sur un échantillon se traduit par l'émission de plusieurs types de signaux (figure A-1). L'analyse de ceux-ci permet d'observer l'échantillon à l'échelle microscopique et d'obtenir entre autres des informations sur la nature chimique des éléments en présence et leur orientation cristallographique.

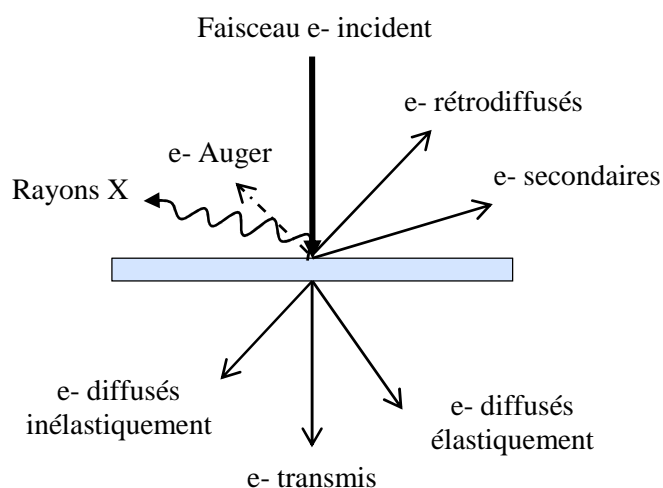


Figure A-1 : Schéma descriptif des signaux émis lors de l'interaction entre un faisceau électronique et un échantillon mince

Le tableau suivant rappelle les caractéristiques essentielles des techniques d'imagerie électronique et d'analyse chimique évoquées dans le manuscrit.

Technique		Descriptif
Imagerie	MEB	Un faisceau d'électrons énergétiques est focalisé sur l'échantillon et balaie sa surface. Les électrons secondaires et rétrodiffusés qui résultent de cette interaction sont ensuite détectés. Les électrons secondaires de faible énergie, renseignent sur la topographie de l'échantillon. Les électrons rétrodiffusés quant à eux sont très énergétiques; leur intensité est fonction du numéro atomique des espèces rencontrées. Ainsi, un métal apparaît plus sombre qu'un diélectrique sur une image au MEB. Résolution spatiale : 2 – 3 nm
	MET	Le faisceau électronique incident est très énergétique. L'image est issue de la détection des électrons transmis par l'échantillon. De ce fait, cette technique nécessite des échantillons de très faible épaisseur (< 100 nm). Le contraste sur l'image dépend du numéro atomique et/ou de la cristallinité des atomes rencontrés. Le MET a une meilleure résolution spatiale que le MEB mais nécessite beaucoup plus d'attention lors de la préparation de l'échantillon. Résolution spatiale : 0,5 nm
	STEM	Cette technique utilise le mode balayage du MET. Résolution spatiale : 0,5 nm
Analyse chimique	EDX	C'est une méthode d'analyse chimique plutôt qualitative. Elle peut être mise en œuvre avec un MEB ou un MET. Les photons X issus de l'interaction du faisceau électronique avec l'échantillon sont détectés. Leur énergie est caractéristique des éléments chimiques rencontrés et leur quantité est représentative de la concentration de chaque élément. Sensibilité chimique ~at %
	EELS	Couplée à la méthode STEM, la technique de spectroscopie de perte d'énergie des électrons est basée sur l'interaction inélastique électrons incidents/échantillon. Sensibilité chimique ~ 0,1 at %
	ToF-SIMS	Un faisceau électronique pulsé, favorise l'ionisation des espèces pulvérisées à la surface de l'échantillon. Les ions émis sont accélérés, séparés puis détectés. On obtient un spectre d'intensité en fonction de la masse des ions détectés. Sensibilité chimique ~ ppm

Annexe B : *Détermination de la p-value pour le test de normalité d'Anderson-Darling (AD)*

Nous avons discuté dans le chapitre V, §2.1 de la notion de p-value. Dans le cadre du test de normalité AD, la p-value exprime la probabilité de rejeter l'hypothèse de normalité alors qu'elle est vraie (erreur de première espèce). Nous donnons dans cette annexe les équations qui nous ont permis de déterminer la p-value. Le coefficient d'Anderson-Darling AD s'exprime par :

$$AD = \sum_{k=1}^N \frac{2k-1}{N} [\ln(F(t_k)) + \ln(1 - F(t_{N+1-k}))] \quad (B-1)$$

Où N est le nombre total de points de la distribution, F la probabilité cumulée et t_k les temps à la défaillance classés dans l'ordre croissant. Afin de déterminer la p-value, une correction est apportée au coefficient AD qui devient alors :

$$AD^* = AD \cdot \left(1 + \frac{0.75}{N} + \frac{2.25}{N^2} \right) \quad (B-2)$$

Le calcul de la p-value dépend de la valeur du coefficient AD*; aini on obtient [97]:

- Si $AD^* \geq 0,6$; alors $p - value = \exp(1,2937 - 5,709 \cdot AD^* + 0,0186 \cdot AD^{*2})$
- Si $0,34 < AD^* < 0,6$; alors $p - value = \exp(0,9177 - 4,279 \cdot AD^* - 1,38 \cdot AD^{*2})$
- Si $0,2 < AD^* < 0,34$; alors $p - value = 1 - \exp(-8,318 - 42,796 \cdot AD^* - 59,938 \cdot AD^{*2})$
- Si $AD^* \leq 0,2$; alors $p - value = 1 - \exp(-13,436 - 101,14 \cdot AD^* - 223,73 \cdot AD^{*2})$

Annexe C : Expressions générales des paramètres de mise à l'échelle a_m et b_m

Nous avons exprimé dans le chapitre V les temps à la défaillance d'un nombre élevé d'interconnexions obtenues à partir d'un échantillonnage de test restreint. La structure multiliens nous a permis de valider expérimentalement cette simulation des temps à la défaillance. Soit N le nombre de lignes indépendantes et identiquement distribuées. D'après Gumbel[93], la probabilité de défaillances cumulées des défaillances d'ordre m peut être exprimée par :

$$\Phi_m(t) = 1 - \exp \left[-m \exp \left(\frac{z - b_m}{a_m} \right) \right] \times \left\{ \sum_{k=0}^{m-1} \frac{m^k e^{k \left(\frac{z - b_m}{a_m} \right)}}{k!} \right\} \quad (C-1)$$

Où z correspond au changement de variable défini au chapitre V ($z = \frac{\ln t - \ln \mu}{\sigma}$) ; a_m et b_m sont des paramètres de mise à l'échelle. Ces derniers reliés à la distribution parente qui ici est la loi de distribution lognormale, sont tels que :

$$F(b_m) = \frac{m}{N} \quad (C-2)$$

$$a_m = -N \frac{db_m}{dN} \quad (C-3)$$

Un développement asymptotique permet d'exprimer les paramètres d'échelle a_m et b_m pour des valeurs de N grandes [98] :

$$b_m \sim - \left(\frac{\ln \left(\frac{N}{m} \right)}{B} \right)^{\frac{1}{\delta}} - \frac{1}{B\delta} \left(\frac{\ln \left(\frac{N}{m} \right)}{B} \right)^{\frac{1}{\delta}-1} \left[\ln(A) - \alpha \ln \left(\left(\frac{\ln \left(\frac{N}{m} \right)}{B} \right)^{\frac{1}{\delta}} \right) \right] + \theta \left(\ln \left(\frac{N}{m} \right) \right)^{\frac{1}{\delta}-2} \quad (C-4)$$

$$a_m \sim \frac{1}{B\delta} \left(\frac{\ln \left(\frac{N}{m} \right)}{B} \right)^{\frac{1}{\delta}-1} + \theta \left(\ln \left(\frac{N}{m} \right) \right)^{\frac{1}{\delta}-2} \quad (C-5)$$

Avec α , δ , A et B des constantes. Dans le cas d'une distribution parente lognormale, $\alpha = 1$, $\delta = 2$,

$A = 1/\sqrt{2}$ et $B = 1/2$. Les expressions des paramètres de mise à l'échelle deviennent alors :

$$b_m \sim -\sqrt{2\ln\left(\frac{N}{m}\right)} + \frac{\ln(\ln(\frac{N}{m})) + \ln(4\pi)}{2\sqrt{2\ln(\frac{N}{m})}} + \theta\left(\ln\left(\frac{N}{m}\right)\right)^{-3/2} \quad (C-6)$$

$$a_m \sim \frac{1}{\sqrt{2\ln(\frac{N}{m})}} + \theta\left(\ln\left(\frac{N}{m}\right)\right)^{-3/2} \quad (C-7)$$

En considérant les distributions des premières défaillances (défaillances d'ordre $m=1$), on retrouve les expressions a_1 et b_1 du chapitre V (§3.3) :

$$a_1 = \frac{1}{\sqrt{2\ln(N)}} \quad (C-8)$$

$$b_1 = -\sqrt{2\ln(N)} + \frac{\ln(\ln(N)) + \ln(4\pi)}{2\sqrt{2\ln(N)}} \quad (C-9)$$

Bibliographie

- [1] K. Buchanan, "The evolution of interconnect technology for silicon integrated circuitry.," in *Proceedings of International Conference on Compound Semiconductors Manufacturing Technology*, 2002, vol. 44, pp. 0–2.
- [2] "International Technology Roadmap for Semiconductors - Interconnects," 2011. [Online]. Available: <http://www.itrs.net>.
- [3] L. G. Gosset, a. Farcy, J. de Pontcharra, P. Lyan, R. Daamen, G. J. a. M. Verheijden, V. Arnal, F. Gaillard, D. Bouchu, P. H. L. Bancken, T. Vandeweyer, J. Michelon, V. N. Hoang, R. J. O. M. Hoofman, and J. Torres, "Advanced Cu interconnects using air gaps," *Microelectronic Engineering*, vol. 82, no. 3–4, pp. 321–332, Dec. 2005.
- [4] R. J. O. M. Hoofman, G. J. a. M. Verheijden, J. Michelon, F. Iacopi, Y. Travaly, M. R. Baklanov, Z. Tökei, and G. P. Beyer, "Challenges in the implementation of low-k dielectrics in the back-end of line," *Microelectronic Engineering*, vol. 80, pp. 337–344, Jun. 2005.
- [5] M. Pantouvaki, F. Sebaai, K. Kellens, D. Goossens, B. Vereecke, J. Versluijs, E. Van Besien, R. Caluwaerts, K. Marrant, H. Bender, A. Moussa, H. Struyf, and G. P. Beyer, "Dielectric reliability of 70nm pitch air-gap interconnect structures," *Microelectronic Engineering*, vol. 88, no. 7, pp. 1618–1622, Jul. 2011.
- [6] I. Bauer, K. Weide-Zaage, and L. Meinshausen, "Influence of air gaps on the thermal–electrical–mechanical behavior of a copper metallization," *Microelectronics Reliability*, vol. 51, no. 9–11, pp. 1587–1591, Sep. 2011.
- [7] L. Shen and K. Zeng, "Comparison of mechanical properties of porous and non-porous low-k dielectric films," *Microelectronic Engineering*, vol. 71, no. 2, pp. 221–228, Feb. 2004.
- [8] T. Frot, W. Volksen, T. Magbitang, L. Krupp, P. Rice, S. Purushothaman, M. Lofaro, S. Cohen, R. L. Bruce, and G. Dubois, "Post Porosity Plasma Protection applied to a wide range of ultra low-k materials," in *2012 IEEE International Interconnect Technology Conference*, 2012, pp. 1–3.
- [9] G. Steinlesberger and M. Engelhardt, "Electrical assessment of copper damascene interconnects down to sub-50 nm feature sizes," *Microelectronic Engineering*, vol. 64, pp. 409–416, 2002.
- [10] G. Schindler, G. Steinlesberger, M. Engelhardt, and W. Steinhögl, "Electrical characterization of copper interconnects with end-of-roadmap feature sizes," *Solid-State Electronics*, vol. 47, no. 7, pp. 1233–1236, Jul. 2003.
- [11] Gerardin, "De l'action de la pile sur les sels de potasse et de soude et sur les alliages soumis à la fusion ignée," *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, Paris*, vol. 53, p. 727, 1861.
- [12] H. Wever and W. Seith, "New results on the electrolysis of solid metallic phases," *Zeitschrift für Electrochemie*, vol. 59, no. 10, pp. 942–946, 1955.
- [13] F. Skaupy, "Die Electricitätsleitung in Metallen," *Verh. Dtsch. Phys. Gesellschaft*, vol. 16, 1914.

- [14] V. Fiks, "On the mechanism of ions in metals," *Solid State Physics*, vol. 1, no. 2959, pp. 14–27, 1959.
- [15] H. Huntington and A. Grone, "Current-induced marker motion in gold wires," *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, vol. 20, no. 1–2, pp. 76–87, 1961.
- [16] I. Blech and E. Meieran, "Electromigration in thin Al films," *Journal of Applied Physics*, vol. 40, no. 2, pp. 485–491, 1969.
- [17] J. Black, "Electromigration failure modes in aluminum metallization for semiconductor devices," *Proceedings of the IEEE*, vol. 57, no. 9, pp. 1587–1594, 1969.
- [18] L. Berenbaum and R. Rosenberg, "Electromigration damage in Al-Cu thin films," in *Proceedings of the 9th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 1971, pp. 136–141.
- [19] J. Lloyd and J. Clement, "Electromigration damage due to copper depletion in Al/Cu alloy conductors," *Applied physics letters*, vol. 69, pp. 2486–2488, 1996.
- [20] J. Lloyd, "Reliability of Copper Metallization," 1998.
- [21] C. H. Ting and I. Ivanov, "Advances in copper metallization technology," in *2001 6th International Conference on Solid-State and Integrated Circuit Technology. Proceedings*, 2001, vol. 1, pp. 382–385.
- [22] C. S. Hau-Riege, "An introduction to Cu electromigration," *Microelectronics Reliability*, vol. 44, no. 2, pp. 195–205, Feb. 2004.
- [23] C. Hu, R. Rosenberg, and K. Lee, "Electromigration path in Cu thin-film lines," *Applied Physics Letters*, vol. 74, no. 20, pp. 2945–2947, 1999.
- [24] C. S. Hau-Riege and C. V. Thompson, "The effects of microstructural transitions at width transitions on interconnect reliability," *Journal of Applied Physics*, vol. 87, no. 12, pp. 8467 – 8472, 2000.
- [25] T. Usui, T. Oki, and H. Miyajima, "Identification of electromigration dominant diffusion path for cu damascene interconnects and effect of plasma treatment and barrier dielectrics on electromigration," in *Proceedings of the 42nd IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2004, pp. 246–250.
- [26] H. Wendrock, K. Mirpuri, S. Menzel, G. Schindler, and K. Wetzig, "Correlation of electromigration defects in small damascene Cu interconnects with their microstructure," *Microelectronic Engineering*, vol. 82, no. 3–4, pp. 660–664, Dec. 2005.
- [27] E. Zschech, M. a. Meyer, S. G. Mhaisalkar, a. V. Vairagar, a. Krishnamoorthy, H. J. Engelmann, and V. Sukharev, "Effect of interface modification on EM-induced degradation mechanisms in copper interconnects," *Thin Solid Films*, vol. 504, no. 1–2, pp. 279–283, May 2006.
- [28] T. C. Wang, Y. L. Cheng, Y. L. Wang, T. E. Hsieh, G. J. Hwang, and C. F. Chen, "Comparison of characteristics and integration of copper diffusion-barrier dielectrics," *Thin Solid Films*, vol. 498, no. 1–2, pp. 36–42, Mar. 2006.
- [29] M. Omiya, K. Koiwa, N. Shishido, S. Kamiya, C. Chen, H. Sato, M. Nishida, T. Suzuki, T. Nakamura, T. Suzuki, and T. Nokuo, "Experimental and numerical evaluation of interfacial adhesion on Cu/SiN in LSI interconnect structures," *Microelectronics Reliability*, vol. 53, no. 4, pp. 612–621, Apr. 2013.

- [30] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, and A. Krishnamoorthy, "Effect of surface treatment on electromigration in sub-micron Cu damascene interconnects," *Thin Solid Films*, vol. 462–463, pp. 325–329, Sep. 2004.
- [31] M. Lin, Y. L. Lin, K. P. Chang, K. C. Su, and T. Wang, "Copper interconnect electromigration behaviors in various structures and lifetime improvement by cap/dielectric interface treatment," *Microelectronics Reliability*, vol. 45, no. 7–8, pp. 1061–1078, Jul. 2005.
- [32] M. . Meyer, M. Herrmann, E. Langer, and E. Zschech, "In situ SEM observation of electromigration phenomena in fully embedded copper interconnect structures," *Microelectronic Engineering*, vol. 64, no. 1–4, pp. 375–382, Oct. 2002.
- [33] F. Bana, D. Ney, L. Arnaud, and Y. Wouters, "Microstructure local effect for electromigration reliability improvement and Cu damascene lines design rules relaxation," 2013, pp. 1–6.
- [34] M. H. Lin, S. C. Lee, and A. S. Oates, "Electromigration mechanisms in Cu nano-wires," in *Proceedings of the 48th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2010, pp. 705–711.
- [35] R. Galand, G. Brunetti, L. Arnaud, J.-L. Rouvière, L. Clément, P. Waltz, and Y. Wouters, "Microstructural void environment characterization by electron imaging in 45nm technology node to link electromigration and copper microstructure," *Microelectronic Engineering*, pp. 1–4, Jan. 2013.
- [36] W. D. N. A.S. Budiman, C.S. Hau-Riege, P.R. Besser, A. Marathe, Y.-C. Joo, N. Tamura, J.R. Pate, "Plasticity-amplified diffusivity: Dislocation cores as fast diffusion paths in cu interconnects," in *Proceedings of the 45th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2007, pp. 122–127.
- [37] M. H. Lin, K. P. Chang, K. C. Su, and T. Wang, "Effects of width scaling and layout variation on dual damascene copper interconnect electromigration," *Microelectronics Reliability*, vol. 47, no. 12, pp. 2100–2108, Dec. 2007.
- [38] I. A. Blech, "Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride," *Journal of Applied Physics*, vol. 47, no. 4, pp. 1203–1208, 1976.
- [39] M. A. Korhonen, P. Borgesen, K. N. Tu, and C.-Y. Li, "Stress evolution due to electromigration in confined metal lines," *Journal of Applied Physics*, vol. 73, no. 8, p. 3790, 1993.
- [40] J. J. Clement, "Electromigration modeling for integrated circuit interconnect reliability analysis," *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 82, no. 12, pp. 33–42, Mar. 2001.
- [41] P. Shewmon, *Diffusion in solids*, 2nd Ed. The Minerals, Metals & Materials Society, 1989.
- [42] W. Li, C. M. Tan, and N. Raghavan, "Dynamic simulation of void nucleation during electromigration in narrow integrated circuit interconnects," *Journal of Applied Physics*, vol. 105, no. 1, p. 014305, 2009.
- [43] R. G. Filippi, P.-C. Wang, a. Brendler, K. Chanda, and J. R. Lloyd, "Implications of a threshold failure time and void nucleation on electromigration of copper interconnects," *Journal of Applied Physics*, vol. 107, no. 10, p. 103709, 2010.
- [44] N. Claret, C. Guedj, L. Arnaud, and G. Reimbold, "Study of void growth in 120nm copper lines by in situ SEM," *Microelectronic Engineering*, vol. 83, no. 11–12, pp. 2175–2178, Nov. 2006.

- [45] M. Y. Yan, K. N. Tu, a. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, and A. Krishnamoorthy, "A direct measurement of electromigration induced drift velocity in Cu dual damascene interconnects," *Microelectronics Reliability*, vol. 46, no. 8, pp. 1392–1395, Aug. 2006.
- [46] L. Doyen, E. Petitprez, P. Waltz, X. Federspiel, L. Arnaud, and Y. Wouters, "Extensive analysis of resistance evolution due to electromigration induced degradation," *Journal of Applied Physics*, vol. 104, no. 12, pp. 123521–123521–6, 2008.
- [47] J. R. Lloyd, M. W. Lane, E. G. Liniger, C.-K. Hu, T. M. Shaw, and R. Rosenberg, "Electromigration and adhesion," *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, vol. 5, no. 1, pp. 113–118, Mar. 2005.
- [48] J. Hohage, M. U. Lehr, and V. Kahlert, "A copper-dielectric cap interface with high resistance to electromigration for high performance semiconductor devices," *Microelectronic Engineering*, vol. 86, no. 3, pp. 408–413, Mar. 2009.
- [49] C. Hu, L. Gignac, R. Rosenberg, E. Liniger, J. Rubino, C. Sambucetti, A. Stamper, A. Domenicucci, and X. Chen, "Reduced Cu interface diffusion by CoWP surface coating," *Microelectronic Engineering*, vol. 70, no. 2–4, pp. 406–411, 2003.
- [50] R. Sule, P. a. Olubambi, B. T. Abe, and O. . Johnson, "Synthesis and characterization of sub-micron sized copper–ruthenium–tantalum composites for interconnection application," *Microelectronics Reliability*, vol. 52, no. 8, pp. 1690–1698, Aug. 2012.
- [51] R. Galand, L. Arnaud, E. Petitprez, G. Brunetti, L. Clement, P. Waltz, and Y. Wouters, "Grain boundary as relevant microstructure feature for electromigration in advanced technology studied by Electron BackScattered Diffraction," in *2011 IEEE International Interconnect Technology Conference*, 2011, pp. 1–3.
- [52] L. Cao, K. J. Ganesh, L. Zhang, P. J. Ferreira, and P. S. Ho, "Grain structure analysis and implications on electromigration reliability for Cu interconnects," in *2012 IEEE International Reliability Physics Symposium (IRPS)*, 2012, p. EM.3.1–EM.3.5.
- [53] C.-K. Hu, J. Ohm, L. M. Gignac, C. M. Breslin, S. Mittal, G. Bonilla, D. Edelstein, R. Rosenberg, S. Choi, J. J. An, a. H. Simon, M. S. Angyal, L. Clevenger, J. Maniscalco, T. Nogami, C. Penny, and B. Y. Kim, "Electromigration in Cu(Al) and Cu(Mn) damascene lines," *Journal of Applied Physics*, vol. 111, no. 9, pp. 093722–093722–6, 2012.
- [54] S. Kamiya, N. Shishido, S. Watanabe, H. Sato, K. Koiwa, M. Omiya, M. Nishida, T. Suzuki, T. Nakamura, T. Nokuo, and T. Nagasawa, "Grain-scale adhesion strength mapping of copper wiring structures in integrated circuits," *Surface and Coatings Technology*, vol. 215, pp. 280–284, Jan. 2013.
- [55] M. Hauschildt, "Statistical analysis of electromigration lifetimes and void evolution in Cu interconnects," University of Texas at Austin, PhD Dissertation, 2005.
- [56] H. Kawasaki and C. Hu, "An electromigration failure model of tungsten plug contacts/vias for realistic lifetime prediction," in *VLSI Technology digest of Technical papers*, 1996, pp. 192–193.
- [57] J. R. Lloyd and J. Kitchin, "The electromigration failure distribution: The fine-line case," *Journal of Applied Physics*, vol. 69, no. 4, p. 2117, 1991.

- [58] L. Arnaud, P. Lamontagne, F. Bana, Y. Le Friec, and P. Waltz, "Study of electromigration void nucleation time in Cu interconnects with doping elements," *Microelectronic Engineering*, pp. 8–13, Sep. 2012.
- [59] JEDEC Standard, "Standard Test Structures for Reliability Assessment of AlCu Metallizations with Barrier Materials," no. July. pp. 1–15, 2001.
- [60] H. Schafft, "Thermal analysis of electromigration test structures," *IEEE Transactions on Electron Devices*, vol. 34, no. 3, pp. 664–672, Mar. 1987.
- [61] F. C. Livermore, P. S. Wilcox, and W. D. Westwood, "Investigation of Tantalum Film Properties by Layers," *Journal of Vacuum Science and Technology*, vol. 8, no. 1, pp. 155–158, Jan. 1971.
- [62] T. Riekkinen, J. Molarius, T. Laurila, A. Nurmela, I. Suni, and J. K. Kivilahti, "Reactive sputter deposition and properties of TaN thin films," *Microelectronic Engineering*, vol. 64, no. 1–4, pp. 289–297, 2002.
- [63] K. Schroder, *Crc handbook of electrical resistivities of binary metallic alloys*, CRC Press. 1983, p. 442.
- [64] A. Vairagar, S. Mhaisalkar, and A. Krishnamoorthy, "Electromigration behavior of dual-damascene Cu interconnects—Structure, width, and length dependences," *Microelectronics Reliability*, vol. 44, no. 5, pp. 747–754, May 2004.
- [65] Y. Kuwabara, S. Nishimura, R. Zaharuddin, and J. Shirakashi, "Investigation of electromigration in micrometer-scale metal wires by in-situ optical microscopy," in *2011 6th IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems*, 2011, pp. 681–684.
- [66] K. L. Lee, C. K. Hu, and K. N. Tu, "In situ scanning electron microscope comparison studies on electromigration of Cu and Cu(Sn) alloys for advanced chip interconnects," *Journal of Applied Physics*, vol. 78, no. 7, pp. 4428–4437, 1995.
- [67] K. Croes, M. Lofrano, C. J. Wilson, L. Carbonell, Y. K. Siew, G. P. Beyer, and Z. Tokei, "Study of void formation kinetics in Cu interconnects using local sense structures," in *Proceedings of the 50th International Reliability Physics Symposium*, 2011, no. 32, pp. 3E.5.1–3E.5.7.
- [68] M. Hauschildt, M. Gall, S. Thrasher, P. Justison, R. Hernandez, H. Kawasaki, and P. S. Ho, "Statistical analysis of electromigration lifetimes and void evolution," *Journal of Applied Physics*, vol. 101, no. 4, pp. 043523–043523–9, 2007.
- [69] R. L. de Orio, H. Ceric, J. Cervenka, and S. Selberherr, "The Effect of Copper Grain Size Statistics on the Electromigration Lifetime Distribution," in *Proceedings of the International Conference on Simulation of Semiconductor Processes and Devices*, 2009, pp. 1–4.
- [70] L. Doyen, "Caractérisation électrique de l'endommagement par électromigration des interconnexions en cuivre pour les technologies avancées de la microélectronique," Université Joseph Fourier - Grenoble I, 2009.
- [71] L. Arnaud, G. Tartavel, T. Berger, D. Mariolle, Y. Gobil, and I. Touet, "Microstructure and electromigration in copper damascene lines," *Microelectronics Reliability*, vol. 40, no. 1, pp. 77–86, Jan. 2000.
- [72] C.-K. Hu, D. Canaperi, S. T. Chen, L. M. Gignac, S. Kaldor, M. Krishnan, S. G. Malhotra, E. Liniger, J. R. Lloyd, D. L. Rath, D. Restaino, R. Rosenberg, J. Rubino, S.-C. Seo, a. Simon, S. Smith, and W.-T. Tseng,

"Electromigration Cu mass flow in Cu interconnections," *Thin Solid Films*, vol. 504, no. 1–2, pp. 274–278, May 2006.

- [73] R. Galand, "Caractérisation physique de la microstructure des interconnexions avancées Cu/Low-k pour l'étude des défaillances par électromigration," 2011.
- [74] V. Carreau, S. Maîtrejean, M. Verdier, Y. Bréchet, a. Roule, a. Toffoli, V. Delaye, and G. Passemard, "Evolution of Cu microstructure and resistivity during thermal treatment of damascene line: Influence of line width and temperature," *Microelectronic Engineering*, vol. 84, no. 11, pp. 2723–2728, Nov. 2007.
- [75] A. Frank, R. H. Havemann, V. Parihar, and M. Nowell, "Optimization of annealing conditions for dual damascene Cu microstructures and via chain yields," in *2001 Symposium on VLSI Technology. Digest of Technical Papers (IEEE Cat. No.01 CH37184)*, 2001, pp. 139–140.
- [76] P. Lamontagne, "Caractérisation électrique et modélisation de la cinétique d' endommagement par électromigration pour la fiabilité des interconnexions des technologies avancées de la microélectronique," Université de Grenoble, 2011.
- [77] C. Hau-Riege and R. Klein, "The effect of a width transition on the electromigration reliability of Cu interconnects," in *Proceedings of the 46th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2008, no. 3, pp. 377–380.
- [78] A. Oates and M. Lin, "The scaling of electromigration lifetimes," in *Proceedings of the 50th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2012, pp. 6B.2.1–6B.2.7.
- [79] A. Fischer, A. von Glasow, S. Penka, and F. Ungar, "Electromigration failure mechanism studies on copper interconnects," in *Proceedings of the IEEE 2002 International Interconnect Technology Conference*, 2002, pp. 139–141.
- [80] J. Guilan, L. G. Gosset, R. Delsol, E. Ollier, P. Brun, E. Petitprez, R. Gras, V. Girault, M. Gall, M. Hauschildt, and J. Torres, "Hybrid punch through approach to address electroless related integration issues of hybrid CoWP/SiCN barriers," *Microelectronic Engineering*, vol. 84, no. 11, pp. 2629–2633, Nov. 2007.
- [81] T. K. Tsai, S. S. Wu, C. S. Hsu, and J. S. Fang, "Effect of phosphorus on the copper diffusion barrier properties of electroless CoWP films," *Thin Solid Films*, vol. 519, no. 15, pp. 4958–4962, May 2011.
- [82] C. P. Wang, S. Lopatin, A. Marathe, M. Buynoski, R. Huang, and D. Erb, "Binary Cu-alloy layers for Cu-interconnections reliability improvement," in *Proceedings of the IEEE 2001 International Interconnect Technology Conference (Cat. No.01EX461)*, 2001, pp. 86–88.
- [83] Z. Tókei, K. Croes, and G. P. Beyer, "Reliability of copper low-k interconnects," *Microelectronic Engineering*, vol. 87, no. 3, pp. 348–354, Mar. 2010.
- [84] S. Yokogawa and H. Tsuchiya, "Effects of Al Doping on Electromigration Performance of Narrow Single Damascene Cu Interconnects," in *2006 IEEE International Reliability Physics Symposium Proceedings*, 2006, pp. 667–668.
- [85] C. Christiansen, B. Li, M. Angyal, T. Kane, V. McGahay, Y. Y. Wang, and S. Yao, "Electromigration-resistance enhancement with CoWP or CuMn for advanced Cu interconnects," in *Proceedings of the 50th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2011, pp. 3E.3.1–3E.3.5.

- [86] T. Nogami, C. Penny, and A. Madan, "Electromigration extendibility of Cu(Mn) alloy-seed interconnects, and understanding the fundamentals," in *2012 IEEE International Electron Devices Meeting*, 2012, pp. 805–808.
- [87] A. Fischer and A. Abel, "Experimental data and statistical models for bimodal EM failures," in *Proceedings of the 38th International Reliability Physics Symposium*, 2000, pp. 359–363.
- [88] M. Stephens, "EDF statistics for goodness of fit and some comparisons," *Journal of the American Statistical Association*, vol. 69, no. 347, pp. 730–737, 1974.
- [89] A. . Fischer, A. Abel, M. Lepper, A. . Zitzelsberger, and A. von Glasow, "Modeling bimodal electromigration failure distributions," *Microelectronics Reliability*, vol. 41, no. 3, pp. 445–453, Mar. 2001.
- [90] A. S. Oates and M. H. Lin, "Analysis and modeling of critical current density effects on electromigration failure distributions of Cu dual-damascene vias," in *Proceedings of the 46th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2008, pp. 385–391.
- [91] S. Lee and A. Oates, "Identification and Analysis of Dominant Electromigration Failure Modes in Copper/Low-K Dual Damascene Interconnects," in *Proceedings of the 44th IEEE International Reliability Physics Symposium*, 2006, pp. 107–114.
- [92] L. Arnaud, D. Galpin, S. Chhun, C. Monget, E. Richard, D. Roy, C. Besset, M. Vilmay, L. Doyen, P. Waltz, E. Petitprez, F. Terrier, G. Imbert, and Y. Le Friec, "Reliability failure modes in interconnects for the 45 nm technology node and beyond," *2009 IEEE International Interconnect Technology Conference*, pp. 179–181, Jun. 2009.
- [93] E. Gumbel, *Statistics of extremes*. New York, NY Usa: Columbia University Press, 1958.
- [94] E. Castillo, *Extreme Value Theory in Engineering*, no. July. San Diego, CA Usa: Academic Press, Inc., 1988.
- [95] E. Amerasekera and F. Najm, *Failure mechanisms in semiconductor devices*. West Sussex, England: University of Michigan, 1997.
- [96] H. Ceric, R. L. de Orio, and S. Selberherr, "Electromigration anisotropy and mechanical stress in modern copper interconnect," in *2010 17th IEEE International Symposium on the Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits*, 2010, pp. 1–4.
- [97] R. D'Agostino and M. Stephens, *Goodness-of-fit Techniques*, vol. 1. New York, NY Usa, 1986.
- [98] S. Blonkowski, F. Bana, and D. Ney, "Using Statistics of Extremes for Electromigration and Time Dependent Dielectric Breakdown," *IEEE Transactions on Device and Materials Reliability*, no. 99, pp. 1–9, 2013.

Publications

F. Bana, E. Petitprez, D. Ney, L. Arnaud and Y. Wouters, "Relevance of electromigration wafer level test for advanced CMOS interconnects reliability control", International Interconnect Technology Conference (IITC) / Materials for Advanced Metallization (MAM), IEEE, 2011

F. Bana, L. Arnaud, D. Ney, R. Galand and Y. Wouters, "Effects of current density on electromigration resistance trace analysis", International Integrated Reliability workshop, IEEE, 2011

F. Bana, D. Ney, L. Arnaud and Y. Wouters, "Improved statistical analysis at low failure rates in Cu electromigration using an innovative multilink test structure", International Interconnect Technology Conference (IITC), IEEE, 2012

F. Bana, E. Petitprez, D. Ney, L. Arnaud and Y. Wouters, "Effectiveness of wafer level test for electromigration wear out reporting in advanced cmos interconnects reliability assessment", Microelectronic Engineering, vol.**106**, pp 195-199, 2013

L. Arnaud, P. Lamontagne, F. Bana, Y. Le Friec, P. Waltz, "Study of electromigration void nucleation time in Cu interconnects with doping elements", Microelectronic Engineering, vol.**107**, pp 145-150, 2013

F. Bana, L. Arnaud, D. Ney and Y. Wouters, "Investigation of the multi-voids formation during electromigration degradation in dual damascene Cu lines", Microelectronic Engineering, vol.**112**, pp 130-132, 2013

B. Ouattara, L. Doyen, D. Ney, H. Mehrez, P. Bazargan, F. Bana, "Redundancy Method to assess Electromigration Lifetime in power grid design", International Interconnect Technology Conference, IEEE, 2013

F. Bana, D. Ney, L. Arnaud and Y. Wouters, "Microstructure local effect for electromigration reliability improvements and Cu damascene lines design rules relaxation", International Reliability Physics Symposium, IEEE, 2013

S. Blonkowski, F. Bana and D. Ney, "Using statistics of extremes for electromigration and time dependent dielectric breakdown", Device and Material Reliability, IEEE Transactions on, 2013, *in press*

Résumé :

Les circuits intégrés sont partie prenante de tous les secteurs industriels et de la vie courante actuels. Leurs dimensions sont sans cesse réduites afin d'accroître leurs performances. Cette miniaturisation s'accompagne notamment d'une densification et d'une complexification du réseau d'interconnexions. Les interconnexions, lignes métalliques chargées de transporter le signal électrique dans les circuits apparaissent ainsi plus sensibles à la dégradation par électromigration. Ceci, compte tenu des fortes densités de courant qu'elles transportent. Il se trouve donc dans les nœuds technologiques avancés, de plus en plus difficile de garantir le niveau de fiabilité requis pour les interconnexions.

La réduction de la durée de vie des interconnexions est liée à la fois à la difficulté croissante à réaliser les étapes de procédés pour les géométries souhaitées et à l'augmentation de la dispersion des temps à la défaillance. Dans un premier temps, nous avons poussé la compréhension des mécanismes en jeu lors de la dégradation par électromigration. Nous avons ainsi mis en évidence le rôle joué par la microstructure et la composition chimique des lignes de cuivre dans l'augmentation de leur durée de vie. Dans un second volet, l'accent a été porté sur l'amélioration de l'analyse statistique des durées de vie avec un focus sur les défaillances précoces et les distributions bimodales qu'elles engendrent. De même, la structure *multi liens* que nous avons mise au point permet de répondre à la question fondamentale de l'augmentation de l'échantillonnage de test ; améliorant ainsi la précision aux faibles taux de défaillance pour des projections robustes des durées de vie.

Mots clés : fiabilité, durée de vie, électromigration, interconnexions, cuivre, défaillances précoces, analyse statistique

Summary:

Integrated circuits are part of our nowadays life as they are presents everywhere; as well as in daily life or industry. They are continuously downscaled to increase their performances. As a result, this downscaling lead to complex interconnects grid architectures. Interconnects which are metal lines carrying electric signal in the circuit are thus more and more sensitive to electromigration failure. This I because of increasingly higher current densities they carry. Obviously, in advanced technology nodes, it is more and more difficult to ensure the reliability level required for interconnects.

Interconnects lifetime reduction is linked to increasing difficulty to perform all process steps with these very small features and also to increasing failure times dispersion. In the first part of the work presented here, we deepened the understanding of mechanisms involved during electromigration degradation. We have thus shown the fundamental role played by the microstructure and the chemical composition of the line in increasing its lifetime. The second part of the work dealt with the improvement of statistical analysis of failure times. We thus focused on early failures and the bimodal failure times distributions they generate. As far as that goes, the multilink structure we have designed answers the fundamental question of increase test sampling. This lead then to improved precision at very low failure rates for robust lifetime's extrapolation to use conditions.

Keywords: reliability, lifetime, électromigration, interconnects, copper, early failures, statistical analysis